(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2025-0069920
(43) 공개일자 2025년05월20일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/02* (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01) *C23C 2/28* (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 38/04 (2013.01)
C21D 8/0226 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2025-7012445
(22) 출원일자(국제) 2023년08월31일
심사청구일자 2025년04월16일
(85) 번역문제출일자 2025년04월16일
(86) 국제출원번호 PCT/JP2023/031995
(87) 국제공개번호 WO 2024/090033
국제공개일자 2024년05월02일
(30) 우선권주장
JP-P-2022-171975 2022년10월27일 일본(JP)

(71) 출원인
제이에프이 스틸 가부시키가이샤
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고
(72) 발명자
엔도 가즈키
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
가와사키 요시야스
일본 도쿄도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
특허법인코리아나

전체 청구항 수 : 총 9 항

(54) 발명의 명칭 **고강도 도금 강판 및 그 제조 방법**

(57) 요 약

1180 MPa 이상의 TS 를 갖고, 또한, 도금 처리 후에 연성이 저하되지 않고 우수한 성형성과 내수소 굽힘 취화 특성을 갖고, 또한 내 LME 성이 우수한 고강도 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다. 소정의 성분 조성을 갖고, 판두께 1/4 위치에 있어서, 면적률로, 페라이트가 1 % 이상 30 % 이하, 프레시 마텐자이트량이 1 % 미만이고, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 합이 35 % 이상 90 % 이하이고, 잔류 오스테나이트량이 6 % 이상인 강 조직을 갖고, 애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 을 페라이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.1 이상이고, 강 중 확산성 수소량이 0.3 질량ppm 이하이고, 또한, 양호한 도금 처리 후 연성과, 양호한 내 LME 성을 갖고, 내수소 굽힘 취화 특성과 성형성이 우수한 고강도 도금 강판.

(52) CPC특허분류
C21D 8/0236 (2013.01)
C21D 8/0273 (2013.01)
C21D 9/46 (2013.01)
C22C 38/02 (2013.01)
C23C 2/06 (2013.01)
C23C 2/28 (2024.05)
C21D 2211/002 (2013.01)
C21D 2211/005 (2013.01)
C21D 2211/008 (2013.01)

(72) 발명자
도지 유키
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
다다 마사키
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이
다카시마 가츠토시
일본 도꾜도 지요다꾸 우찌사이와이쵸 2쵸메 2방 3고 제이에프이 스틸 가부시키가이샤 지테키자이산부 나이

명 세 서

청구범위

청구항 1

질량% 로,

C : 0.030 % 이상 0.300 % 이하,

Si : 0.01 % 이상 2.50 % 이하,

Mn : 0.10 % 이상 8.00 % 이하,

P : 0.100 % 이하,

S : 0.0200 % 이하,

Al : 0.100 % 이하,

N : 0.0100 % 이하, 및,

O : 0.0100 % 이하를 함유하고,

잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성과,

판두께 1/4 위치에 있어서,

면적률로, 페라이트가 1 % 이상 30 % 이하, 프레시 마텐자이트량이 1 % 미만이고, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 합이 35 % 이상 90 % 이하이고, 잔류 오스테나이트량이 6 % 이상인 강 조직을 갖고,

애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 을 페라이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.1 이상이고, 강 중 확산성 수소량이 0.3 질량ppm 이하이고, 또한,

(1) 식으로부터 구해지는 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 가 5.0 이상이며,

(2) 식으로부터 구해지는 δ_{LME} 가 1.0 이하인, 고강도 도금 강판.

$$Mn^{\gamma}_{eq.} = \{\ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30\} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \quad \cdots (1)$$

$$\delta_{LME} = 1/2 \times \log\{(1+[C])/(0.35-[C])\} + \{\exp([Si]/3.23) - 1\} + \{\exp([Mn]/22) - 1\} \quad \cdots (2)$$

여기서, $[C]_{\gamma}$, $[Mn]_{\gamma}$ 는 각각, 전체 잔류 오스테나이트 중의 평균 C 량, 평균 Mn 량 (질량%),

λ_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 애스펙트비,

D_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 원 상당 직경 (㎛),

[C], [Si], [Mn] 은 강판 전체에 포함되는 C 량, Si 량, Mn 량 (질량%) 이다.

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 성분 조성이, 추가로, 질량% 로,

Ti : 0.200 % 이하, Nb : 0.200 % 이하,

V : 0.200 % 이하, Ta : 0.10 % 이하,

W : 0.10 % 이하, B : 0.0100 % 이하,

Cr : 1.00 % 이하, Mo : 1.00 % 이하,

Co : 1.000 % 이하, Ni : 1.00 % 이하,

Cu : 1.00 % 이하, Sn : 0.200 % 이하,

Sb : 0.200 % 이하, Ca : 0.0100 % 이하,

Mg : 0.0100 % 이하, REM : 0.0100 % 이하,

Zr : 0.100 % 이하, Te : 0.100 % 이하,

Hf : 0.10 % 이하, Bi : 0.200 % 이하

중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는, 고강도 도금 강판.

청구항 3

제 1 항 또는 제 2 항에 있어서,

모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량을 T_0 조직에 있어서의 C 량으로 나눈 값이 1.0 미만인, 고강도 도금 강판.

청구항 4

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 고강도 도금 강판이 용융 아연 도금층을 갖는, 고강도 도금 강판.

청구항 5

제 4 항에 있어서,

상기 용융 아연 도금층이 합금화 용융 아연 도금층인, 고강도 도금 강판.

청구항 6

제 1 항 내지 제 3 항 중 어느 한 항에 기재된 고강도 도금 강판의 제조 방법으로서,

상기 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 가열하고, 마무리 압연 출측 온도를 750 ℃ 이상 1000 ℃ 이하에서 열간 압연하고, 300 ℃ 이상 750 ℃ 이하에서 권취하고, 50 % 이하의 압연율로 냉간 압연을 실시하고,

그 후, Ac_3 변태점－50 ℃ 이상의 온도역에서 20 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 마텐자이트 변태 개시 온도 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키고,

(3) 식으로부터 구해지는 Bs 온도에 있어서, Bs－150 ℃ 이상 Bs＋150 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 실온까지 냉각시키고,

그 후, Ac_1 변태점－150 ℃ 로부터 Ac_1 변태점의 온도역까지 2 ℃/s 이상의 가열 속도로 가열하고, Ac_1 변태점 이상의 온도역에서 20 s 이상 600 s 이하 유지 후, (4) 식으로부터 구해지는 Ms' 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키고,

Ms' 이상 Ms'＋350 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 600 s 이하 유지 후, 도금 처리를 실시하고, 실온까지 냉각시키고, 또한 50 ℃ 이상 400 ℃ 이하의 온도역 내에서 2 s 이상 유지하는, 고강도 도금 강판의 제조 방법.

$$Bs = 732 - 202 \times [C] - 108 \times [Si] - 85 \times [Mn] - 39 \times [Mo] \quad \cdots (3)$$

[C], [Si], [Mn], [Mo] 는 강판 전체에 포함되는, C 량, Si 량, Mn 량, Mo 량 (질량%) 이며, 포함되지 않는 경우에는 제로로 한다.

$$Ms' = Ms \times 15 / Mn^{\gamma}_{eq.} \quad \cdots (4)$$

단, Ms 는 마텐자이트 변태 개시 온도이며, $Mn^{\gamma}_{eq.} < 15$ 일 때, $Mn^{\gamma}_{eq.} = 15$ 로 한다.

청구항 7

제 6 항에 있어서,

상기 도금 처리가 아연 도금 처리인, 고강도 도금 강판의 제조 방법.

청구항 8

제 7 항에 있어서,

상기 아연 도금 처리에 이어서, 450 ℃ 이상 600 ℃ 이하에서 합금화 처리를 실시하는, 고강도 도금 강판의 제조 방법.

청구항 9

제 6 항 내지 제 8 항 중 어느 한 항에 있어서,

상기 권취 후, 냉간 압연 전에, Ac_1 변태점 이하의 온도역에서 1800 s 초과 유지하는, 고강도 도금 강판의 제조 방법.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명은, 자동차, 전기 등의 산업 분야에서 사용되는 부재로서 바람직한, 성형성이 우수한 고강도 도금 강판 및 제조 방법에 관한 것이다. 특히, 1180 MPa 이상의 TS (인장 강도) 를 갖고, 또한, 우수한 성형성을 갖는 고강도 도금 강판을 얻고자 하는 것이다. 당해 고강도 도금 강판은, 도금 처리 후에 연성이 저하되지 않고, 내수소 굽힘 취화 특성을 가지며, 내 LME (Liquid Metal Embrittlement) 성도 우수한 것이다. 여기서 말하는 성형성이란 연성과 굽힘성을 나타낸다.

배 경 기 술

[0002] 최근, 지구 환경 보전의 견지에서, 자동차의 연비 향상이 중요한 과제가 되고 있다. 이 때문에, 차체 재료의 고강도화에 의해 박육화를 도모하고, 차체 자체를 경량화하고자 하는 움직임이 활발해지고 있다. 한편, 강판의 고강도화가 성형성의 저하를 초래한다. 또한 수소를 포함하는 환원성 분위기하에서의 어닐링에 수반하여, 강판 중에 수소가 침입하고, 이 강판에 내재하는 수소가 굽힘성 등의 성형성을 저하시킨다. 이 수소 균열에 대한 감수성은 강판의 고강도화에 수반하여 보다 민감해진다. 그 때문에, 고강도와 고성형성, 나아가서는 내수소 굽힘 취화 특성을 겸비하는 재료의 개발이 요망되고 있다.

[0003] 또한 최근 들어서, 고강도 아연 도금 강판을 스폿 용접할 때에, 도금층의 아연이 강판 표층의 결정립계에 확산 침입하여, 액체 금속 취화 (LME : Liquid Metal Embrittlement) 가 일어나, 입계 균열 (LME 균열) 이 발생하는 것이 확인되고 있다. LME 균열은, 아연 도금층을 갖지 않는 고강도 냉연 강판에 있어서도, 용접 상대가 아연 도금 강판이면 발생할 수 있기 때문에, 어느 고강도 강판에 있어서도 문제시되고 있다. 그 때문에, 고강도 강판의 골격 부품에 대한 적용시에는, 내 LME 성이 우수한 고강도 강판이 요망되고 있다.

[0004] 고강도 또한 연성이 우수한 강판으로서, 잔류 오스테나이트의 가공 유기 변태를 이용한 고강도 강판이 제안되어 있다. 이러한 강판은, 잔류 오스테나이트를 가진 조직을 나타내며, 강판의 성형시에는 잔류 오스테나이트에 의해 성형이 용이하다. 한편, 성형 후에는 잔류 오스테나이트가 마텐자이트화되기 때문에 고강도를 구비한 것이 된다. 그러나, 잔류 오스테나이트를 갖는 강판에 있어서는, 도금 처리시에 잔류 오스테나이트가 분해되어 버려 연성이 저하되어 버리는 경우가 있다. 이것은, 도금욕 후의 합금화 처리시에 특히 현저해진다.

[0005] 예를 들어, 특허문헌 1 에서는, 인장 강도가 1000 MPa 이상이고, 전체 연신 (EL) 이 30 % 이상인 잔류 오스테나이트의 가공 유기 변태를 이용한 매우 높은 연성을 갖는 고강도 강판이 기재되어 있다. 이러한 강판은, C, Si, Mn 을 기본 성분으로 하는 강판을 오스테나이트화한 후에, 베이나이트 변태 온도역에 퀜칭하여 등온 유지하는, 소위 오스템퍼 처리를 실시함으로써 제조된다. 이 오스템퍼 처리에 의한 오스테나이트로의 C 의 농화에 의해 잔류 오스테나이트가 생성되는데, 다량의 잔류 오스테나이트를 얻기 위해서는 0.3 % 를 초과하는 다량의 C 첨가가 필요해진다. 그러나, 강 중의 C 농도가 높아지면 스폿 용접성이 저하되고, 특히 0.3 % 를 초과하는 C 농도에서는 그 저하가 현저하여, 자동차용 강판으로서는 실용화가 곤란해지고 있다.

[0006] 특허문헌 2 에서는, 0.50 질량% 이상 12.00 질량% 이하의 Mn 을 함유하는 강을 이용하여, 열연판에 페라이트와 오스테나이트의 2 상역에서 장시간 열처리를 실시하는 것을 개시하고 있다. 이 결과, 미변태 오스테나이트 중으로의 Mn 농화를 촉진시킨 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트를 형성시켜 균일 연신을 향상시키고 있다. 그러나, 연신, 굽힘성 및 내 LME 성의 양립에 대해서는 검토되어 있지 않다.

[0007] 또, 특허문헌 3 에는, 어닐링 후의 강판, 용융 아연 도금 강판, 또는 합금화 용융 아연 도금 강판을, 50 ℃ 이상 300 ℃ 이하의 온도역 내에서 1800 초 이상 43200 이하 유지함으로써, 강 중 수소량을 저감시키는 방법이 개시되어 있다. 그러나, 강 중 수소량의 저감에 의한 내수소 굽힘 취화 특성의 향상에 대해서는 검토되어 있지 않다.

[0008] 또한 특허문헌 4 에서는, 냉간 압연의 최종 패스의 압하율 및 계속되는 어닐링시의 노점을 제어하여, 강판 표층에 연질층을 형성시키고, 또한, 입계 성격을 제어하는 것을 개시하고 있다. 이 결과, 연성, 연신 플랜지성, 굽힘성 및 내 LME 성을 종합적으로 만족시키는 고강도 강판이 얻어지고 있다. 그러나, 도금 처리 후의 연성과 내 LME 성의 양립에 대해서는 검토되어 있지 않다. 강판 성분을 적절히 제어하면 도금 처리 후의 연성을 저하시킬 수 있는 가능성이 있는 표층 연질층을 형성시키지 않고, 내 LME 성을 더욱 향상시키면서, 도금 처리 후 연성과 양립시킬 수 있는 여지가 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0009] (특허문헌 0001) 일본 공개특허공보 소61-157625호

(특허문헌 0002) 일본 특허공보 제6123966호

(특허문헌 0003) 일본 특허출원공보 2021-512457호

(특허문헌 0004) 일본 특허공보 제6901050호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0010] 본 발명은, 상기와 같은 현상을 감안하여 이루어진 것으로, 그 목적은, 1180 MPa 이상의 TS 를 갖고, 또한, 도금 처리 후에 연성이 저하되지 않고 우수한 성형성과 강 중에 내재하는 수소량이 적은 내수소 굽힘 취화 특성을 갖고, 또한 내 LME 성이 우수한 고강도 도금 강판 및 그 제조 방법을 제공하는 것에 있다. 여기서 말하는 성형성이란, 연성과 굽힘성을 나타낸다. 또한, 여기서 말하는 도금 처리란, 도금층의 형성 처리만의 경우와, 당해 도금층의 형성 후에 추가로 당해 도금층의 합금화 처리를 실시하는 경우의 양방을 포함한다. 또한, 여기서 말하는 내수소 굽힘 취화 특성이란 굽힘성에 대한 수소의 영향을 받기 쉬움의 지표를 의미한다. 한편, 성형성에 있어서의 굽힘성이란, 재료 그 자체의 굽힘성을 의미하고, 이들은 상이한 특성이다.

과제의 해결 수단

[0011] 본 발명자들은, 상기한 과제를 해결하기 위해, 강판의 성분 조성 및 제조 방법의 관점에서 예의 연구를 거듭한 바, 이하의 것을 알아내었다.

[0012] 즉, 0.10 질량% 이상 8.00 질량% 이하의 Mn 을 함유하고, 그 밖의 합금 원소의 성분 조성을 적정하게 조정하여, 열간 압연 후, 필요에 따라서, Ac_1 변태점 이하의 온도역에서 1800 s 초과 유지하고, 필요에 따라서, 산세 처리를 실시하고, 냉간 압연한다. 그 후, Ac_3 변태점－50 ℃ 이상의 온도역에서 20 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 마텐자이트 변태 개시 온도 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시킨다. 계속해서, α/γ 계면 이동을 수반하는 베이나이트 변태가 발생하는 온도 범위 내의 재가열 온도인 Bs－150° 이상 Bs＋150 ℃ 이하의 범위까지 재가열한다. 그 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 실온까지 냉각시킨다. 이로써, 계속되는 어닐링 공정에 있어서, 애스펙트비가 크고, 또한 Mn 과 C 가 현저하게 농화된 미세한 안정성이 높은 잔류 오스테나이트의 핵이 되는 C 가 농화된 필름상 오스테나이트를 생성시키는 것이 중요한 것을 알아내었다.

[0013] 또한, 상기 냉각 후, Ac_1 변태점－150 ℃ 로부터 Ac_1 변태점의 온도역까지 2 ℃/s 이상의 가열 속도로 가열하고, Ac_1 변태점 이상의 온도역에서 20 s 이상 600 s 이하 유지한다. 그 후, 안정도가 높은 오스테나이트의 마텐자이트 변태 개시 온도 (Ms') 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키고, Ms' 이상 Ms'＋350 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열한다. 그 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 600 s 이하 유지 후, 도금 처리를 실시하고, 실온까지 냉각시킨다. 그 후, 또한 50 ℃ 이상 400 ℃ 이하의 온도역 내에서 2 s 이상 유지함으로써, 수소를 효율적으로 탈리시켜 내수소 굽힘 취화 특성이 향상되는 것을 알아내었다. 이 결과, 얻어진 강판은, 이하의 강 조직을 갖는다. 즉, 면적률로, 페라이트가 1 % 이상 30 % 이하, 프레시 마텐자이트가 1 % 미만이고, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 합이 35 % 이상 90 % 이하이고, 잔류 오스테나이트가 6 % 이상이다. 또한, 애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 을 페라이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.1 이상이고, 또한, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 가 5.0 이상이고, δ_{LME} 가 1.0 이하이고, 강 중 확산성 수소량이 0.3 wt.ppm 이하인 것을 특징으로 한다. 본 발명에 의해, 우수한 성형성과 내수소 굽힘 취화 특성과 내 LME 성을 갖는 고강도 도금 강판의 제조가 가능해지는 것을 알 수 있었다. 여기서, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 와 δ_{LME} 는 다음 식 (1), (2) 로 산출된다.

[0014] $$Mn^{\gamma}_{eq.} = \{\ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30\} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \quad \cdots (1)$$

[0015] $$\delta_{LME} = 1/2 \times \log\{(1+[C])/(0.35-[C])\} + \{\exp([Si]/3.23) - 1\} + \{\exp([Mn]/22) - 1\} \quad \cdots (2)$$

[0016] 여기서, $[C]_{\gamma}$, $[Mn]_{\gamma}$ 는 각각, 전체 잔류 오스테나이트 중의 평균 C 량, 평균 Mn 량 (질량%),

[0017] λ_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 애스펙트비,

[0018] D_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 원 상당 직경 (㎛),

[0019] [C], [Si], [Mn] 은 강판 전체에 포함되는 C 량, Si 량, Mn 량 (질량%) 이다.

[0020] 본 발명은, 이상의 지견에 기초하여 이루어진 것으로, 그 요지는 이하와 같다.

[0021] [1] 질량% 로, C : 0.030 % 이상 0.300 % 이하, Si : 0.01 % 이상 2.50 % 이하, Mn : 0.10 % 이상 8.00 % 이하, P : 0.100 % 이하, S : 0.0200 % 이하, Al : 0.100 % 이하, N : 0.0100 % 이하, 및, O : 0.0100 % 이하를 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성과 판두께 1/4 위치에 있어서, 면적률로, 페라이트가 1 % 이상 30 % 이하, 프레시 마텐자이트량이 1 % 미만이고, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 합이 35 % 이상 90 % 이하이며, 잔류 오스테나이트량이 6 % 이상인 강 조직을 갖고, 애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 을 페라이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.1 이상이며, 강 중 확산성 수소량이 0.3 질량ppm 이하이고, 또한, (1) 식으로부터 구해지는 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 가 5.0 이상이며, (2) 식으로부터 구해지는 δ_{LME} 가 1.0 이하인, 고강도 도금 강판.

[0022] $$Mn^{\gamma}_{eq.} = \{\ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30\} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \quad \cdots (1)$$

[0023] $$\delta_{LME} = 1/2 \times \log\{(1+[C])/(0.35-[C])\} + \{\exp([Si]/3.23) - 1\} + \{\exp([Mn]/22) - 1\} \quad \cdots (2)$$

[0024] 여기서, $[C]_{\gamma}$, $[Mn]_{\gamma}$ 는 각각, 전체 잔류 오스테나이트 중의 평균 C 량, 평균 Mn 량 (질량%), λ_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 애스펙트비, D_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 원 상당 직경 (㎛), [C], [Si], [Mn] 은 강판 전체에 포함되는 C 량, Si 량, Mn 량 (질량%) 이다.

[0025] [2] 상기 성분 조성이, 추가로 질량% 로, Ti : 0.200 % 이하, Nb : 0.200 % 이하, V : 0.200 % 이하, Ta : 0.10 % 이하, W : 0.10 % 이하, B : 0.0100 % 이하, Cr : 1.00 % 이하, Mo : 1.00 % 이하, Co : 1.000 % 이하, Ni : 1.00 % 이하, Cu : 1.00 % 이하, Sn : 0.200 % 이하, Sb : 0.200 % 이하, Ca : 0.0100 % 이하, Mg : 0.0100 % 이하, REM : 0.0100 % 이하, Zr : 0.100 % 이하, Te : 0.100 % 이하, Hf : 0.10 % 이하, Bi : 0.200 % 이하, 중에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 함유하는, [1] 에 기재된 고강도 도금 강판.

[0026] [3] 모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량을 T_0 조직에 있어서의 C 량으로 나눈 값이 1.0 미만인, [1] 또는 [2] 에 기재된 고강도 도금 강판.

[0027] [4] 상기 고강도 도금 강판이 아연 도금층을 갖는, [1] ~ [3] 중 어느 하나에 기재된 고강도 도금 강판.

[0028] [5] 상기 용융 아연 도금층이 합금화 아연 도금층인, [4] 에 기재된 고강도 도금 강판.

[0029] [6] [1] ~ [3] 중 어느 하나에 기재된 고강도 도금 강판의 제조 방법으로서, 상기 성분 조성을 갖는 강 슬래브를, 가열하고, 마무리 압연 출측 온도를 750 ℃ 이상 1000 ℃ 이하에서 열간 압연하고, 300 ℃ 이상 750 ℃ 이하에서 권취하고, 50 % 이하의 압연율로 냉간 압연을 실시하고, 그 후, Ac_3 변태점－50 ℃ 이상의 온도역에서 20 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 마텐자이트 변태 개시 온도 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키고, (3) 식으로부터 구해지는 Bs 온도에 있어서, Bs－150 ℃ 이상 Bs＋150 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 실온까지 냉각시키고, 그 후, Ac_1 변태점－150 ℃ 로부터 Ac_1 변태점의 온도역까지 2 ℃/s 이상의 가열 속도로 가열하고, Ac_1 변태점 이상의 온도역에서 20 s 이상 600 s 이하 유지 후, (4) 식으로부터 구해지는 Ms' 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각시키고, Ms' 이상 Ms'＋350 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 600 s 이하 유지 후, 도금 처리를 실시하고, 실온까지 냉각시키고, 또한 50 ℃ 이상 400 ℃ 이하의 온도역 내에서 2 s 이상 유지하는, 고강도 도금 강판의 제조 방법.

[0030] $Bs = 732 - 202 \times [C] - 108 \times [Si] - 85 \times [Mn] - 39 \times [Mo]$ … (3)

[0031] [C], [Si], [Mn], [Mo] 는 강판 전체에 포함되는, C 량, Si 량, Mn 량, Mo 량 (질량%) 이며, 포함되지 않는 경우에는 제로로 한다.

[0032] $Ms' = Ms \times 15 / Mn^{\gamma}_{eq.}$ … (4)

[0033] 단, Ms 는 마텐자이트 변태 개시 온도이며, $Mn^{\gamma}_{eq.} < 15$ 일 때, $Mn^{\gamma}_{eq.} = 15$ 로 한다.

[0034] [7] 상기 도금 처리가 아연 도금 처리인, [6] 에 기재된 고강도 도금 강판의 제조 방법.

[0035] [8] 상기 아연 도금 처리에 이어서, 450 ℃ 이상 600 ℃ 이하에서 합금화 처리를 실시하는, [7] 에 기재된 고강도 도금 강판의 제조 방법.

[0036] [9] 상기 권취 후, 냉간 압연 전에, Ac_1 변태점 이하의 온도역에서 1800 s 초과 유지하는, [6] ~ [8] 중 어느 하나에 기재된 고강도 도금 강판의 제조 방법.

발명의 효과

[0037] 본 발명에 의하면, 1180 MPa 이상의 TS (인장 강도) 를 갖고, 도금 처리 후에 연성이 저하되지 않고, 우수한 연성과 굽힘성을 갖고, 또한, 내수소 굽힘 취화 특성과 내 LME 성이 우수한 고강도 도금 강판이 얻어진다. 본 발명의 제조 방법에 의해 얻어진 고강도 도금 강판을, 예를 들면, 자동차 구조 부재에 적용함으로써 차체 경량화에 의한 연비 개선을 도모할 수 있어, 산업상의 이용 가치는 매우 크다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0038] 이하, 본 발명의 실시형태를 구체적으로 설명한다. 또, 성분 원소의 함유량을 나타내는「%」는, 특별히 언급하지 않는 한「질량%」를 의미한다.

[0039] 본 발명에 있어서 강의 성분 조성을 상기의 범위로 한정한 이유에 대해 설명한다.

[0040] C : 0.030 % 이상 0.300 % 이하

[0041] C 는, 강의 중요한 기본 성분의 하나로, 특히 본 발명에서는, 마텐자이트, 페라이트 및 잔류 오스테나이트의 분율에 영향을 미치는 중요한 원소이다. C 의 함유량이 0.030 % 미만에서는, 마텐자이트의 분율이 감소하여, 원하는 TS 를 실현하는 것이 곤란해진다. 한편, C 의 함유량이 0.300 % 를 초과하면, 마텐자이트가 취화되어, 원하는 EL 을 실현하는 것이 곤란해진다. 따라서, C 의 함유량은, 0.030 % 이상 0.300 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.050 % 이상, 보다 바람직하게는 0.070 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 0.280 % 이하로 하고, 보다 바람직하게는 0.250 % 이하로 한다.

[0042] Si : 0.01 % 이상 2.50 % 이하,

[0043] Si 는, 강의 중요한 기본 성분의 하나로, 특히 본 발명에서는, 연속 어닐링 중의 탄화물 생성을 억제하여, 잔류 오스테나이트의 생성을 촉진시키기 때문에, 마텐자이트의 경도, 및, 잔류 오스테나이트의 분율에 영향을 주는 원소이다. Si 의 함유량이 0.01 % 미만에서는, 잔류 오스테나이트의 분율이 감소하여, 원하는 EL 을 실현하는 것이 곤란해진다. 한편, Si 의 함유량이 2.50 % 를 초과하면, 스폿 용접시에 오스테나이트립계에 Zn 이 침입하기 쉬워져, 액체 금속 취성이 현저해져, LME 성에 대하여 열화된다. 따라서, Si 의 함유량은, 0.01 % 이상 2.50 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.05 % 이상, 보다 바람직하게는 0.10 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 2.00 % 이하, 보다 바람직하게는 1.80 % 이하로 한다.

[0044] Mn : 0.10 % 이상 8.00 % 이하

[0045] Mn 은, 강의 중요한 기본 성분의 하나로, 특히 본 발명에서는, 마텐자이트의 분율에 영향을 미치는 중요한 원소이다. Mn 은, 잔류 오스테나이트를 안정화시키는 원소로, 양호한 연성의 확보에 유효하고, 나아가, 고용 강화에 의해 강의 강도를 상승시키는 원소이다. 이와 같은 작용은, 강의 Mn 량이 0.10 % 이상에서 확인된다. 한편, Mn 의 함유량이 8.00 % 를 초과하면, 잔류 오스테나이트의 안정성이 과잉이 되어, 가공시에 TRIP 효과가 발현되지 않아, 원하는 연성이 얻어지지 않는다. 따라서, Mn 의 함유량은, 0.10 % 이상 8.00 % 이하로 한다. 바람직한 하한은, 1.00 % 이상, 보다 바람직하게는 2.50 % 이상이다. 바람직한 상한은, 6.00 % 이하, 보다 바람직하게는, 4.20 % 이하이다.

[0046] P : 0.100 % 이하

[0047] P 는, 구오스테나이트립계에 편석되어 입계를 취화시키기 때문에, 강판의 변형능을 저하시키는 점에서, EL 이 저하된다. 그 때문에, P 의 함유량은 0.100 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, P 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, P 는 고용 강화 원소이고, 강판의 강도를 상승시킬 수 있는 점에서, 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 따라서, P 의 함유량은, 0.100 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.001 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 0.070 % 이하로 한다.

[0048] S : 0.0200 % 이하

[0049] S 는, 황화물로서 존재하고, 강판의 변형능을 저하시키는 점에서, EL 이 저하된다. 그 때문에, S 의 함유량은 0.0200 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, S 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 생산 기술상의 제약으로부터, 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 따라서, S 의 함유량은 0.0200 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.0001 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 0.0050 % 이하로 한다.

[0050] N : 0.0100 % 이하

[0051] N 은, 질화물로서 존재하고, 강판의 변형능을 저하시키는 점에서, EL 이 저하된다. 그 때문에, N 의 함유량은 0.0100 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, N 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 생산 기술상의 제약에서, N 의 함유량은 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 따라서, N 의 함유량은 0.0100 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.0001 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 0.0050 % 이하로 한다.

[0052] Al : 0.100 % 이하,

[0053] Al 은, A_3 변태점을 상승시키고, 마이크로 조직 중에 다량의 페라이트를 포함해 버리기 때문에, 원하는 TS 를 실현하는 것이 곤란해진다. 그 때문에, Al 의 함유량은 0.100 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, Al 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 연속 어닐링 중의 탄화물 생성을 억제하고, 잔류 오스테나이트의 생성을 촉진하는 점에서, 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 따라서, Al 의 함유량은 0.100 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.001 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 0.050 % 이하로 한다.

[0054] O : 0.0100 % 이하

[0055] O 는, 산화물로서 존재하고, 강판의 변형능을 저하시키는 점에서, EL 이 저하된다. 그 때문에, O 의 함유량은 0.0100 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, O 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 생산 기술상의 제약으로부터, 0.0001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 따라서, O 의 함유량은 0.0100 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 0.0001 % 이상으로 한다. 바람직한 상한은 0.0050 % 이하로 한다.

[0056] 강판은, 상기의 성분을 함유하고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 성분 조성을 갖는다. 여기서 불가피적 불순물로서, Zn, Pb 및 As 를 들 수 있다. 이들 불순물은 합계로 0.100 % 이하 함유되는 것은 허용된다.

[0057] 본 발명의 고강도 도금 강판은, 상기 성분 조성에 더하여, 추가로, 질량% 로,

[0058] Ti : 0.200 % 이하, Nb : 0.200 % 이하, V : 0.200 % 이하, Ta : 0.10 % 이하, W : 0.10 % 이하, B : 0.0100 % 이하, Cr : 1.00 % 이하, Mo : 1.00 % 이하, Ni : 1.00 % 이하, Co : 1.000 % 이하, Cu : 1.00 % 이하, Sn : 0.200 % 이하, Sb : 0.200 % 이하, Ca : 0.0100 % 이하, Mg : 0.0100 % 이하, REM : 0.0100 % 이하, Zr : 0.100 % 이하, Te : 0.100 % 이하, Hf : 0.10 % 이하, 및 Bi : 0.200 % 이하에서 선택되는 적어도 1 종의 원소를 단독으로, 혹은 조합하여 함유해도 된다.

[0059] Ti, Nb 및 V 는, 각각 0.200 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 다량으로 생성되지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Ti, Nb 및 V 의 함유량은 각각 0.200 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, Ti, Nb 및 V 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않는다. 그러나, 열간 압연시 혹은 연속 어닐링시에, 미세한 탄화물, 질화물 혹은 탄질화물을 형성하여 강판의 강도를 상승시키는 점에서, Ti, Nb 및 V 의 함유량은 각각 0.001 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Ti, Nb 및 V 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 각각 0.200 % 이하로 한다. Ti, Nb 및 V 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.001 % 이상으로 한다. Ti, Nb 및 V 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다.

[0060] Ta 및 W 는, 각각 0.10 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 다량으로 생성되지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Ta 및 W 의 함유량은 각각 0.10 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 한편, Ta 및 W 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않는다. 그러나, 열간 압연시 혹은 연속 어닐링시에, 미세한 탄화물, 질화물 혹은 탄질화물을 형성함으로써, 강판의 강도를 상승시키는 점에서, Ta 및 W 의 함유량은 각각 0.01 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Ta 및 W 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 각각 0.10 % 이하로 한다. Ta 및 W 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.01 % 이상으로 한다. Ta 및 W 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.08 % 이하로 한다.

[0061] B 는, 0.0100 % 이하이면 주조시 혹은 열간 압연시에 있어서 강판 내부에 균열을 생성하지 않고, 강판의 변형능을 저하시키지 않는 점에서, EL 이 저하되지 않는다. 그 때문에, B 의 함유량은 0.0100 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, B 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 어닐링 중에 오스테나이트립계에 편석되어, 퀜칭성을 향상시키는 원소인 점에서, 0.0003 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, B 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 0.0100 % 이하로 한다. B 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.0003 % 이상으로 한다. B 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.0080 % 이하로 한다.

[0062] Cr, Mo 및 Ni 는, 각각 1.00 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Cr, Mo 및 Ni 의 함유량은 각각 1.00 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Cr, Mo 및 Ni 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 퀜칭성을 향상시키는 원소인 점에서, 각각 0.01 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Cr, Mo 및 Ni 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 각각 1.00 % 이하로 한다. Cr, Mo 및 Ni 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.01 % 이상으로 한다. Cr, Mo 및 Ni 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.80 % 이하로 한다.

[0063] Co 는, 1.000 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Co 의 함유량은 1.000 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Co 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 퀜칭성을 향상시키는 원소인 점에서, Co 의 함유량은 0.001 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Co 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 1.000 % 이하로 한다. Co 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.001 % 이상으로 한다. Co 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.800 % 이하로 한다.

[0064] Cu 는, 1.00 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Cu 의 함유량은 1.00 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Cu 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 퀜칭성을 향상시키는 원소인 점에서, Cu 의 함유량은 0.01 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Cu 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 1.00 % 이하로 한다. Cu 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.01 % 이상으로 한다. Cu 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.80 % 이하로 한다.

[0065] Sn 은, 0.200 % 이하이면 주조시 혹은 열간 압연시에 있어서 강판 내부에 균열을 생성하지 않고, 강판의 변형능을 저하시키지 않는 점에서, EL 이 저하되지 않는다. 그 때문에, Sn 의 함유량은 0.200 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Sn 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, Sn 은 퀜칭성을 향상시키는 원소인 점에서, 0.001 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Sn 을 함유하는 경우에는, 그 함유량은 0.200 % 이하로 한다. Sn 을 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.001 % 이상으로 한다. Sn 을 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다.

[0066] Sb 는, 0.200 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Sb 의 함유량은 0.200 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Sb 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 표층 연화 두께를 제어하고, 강도 조정을 가능하게 하는 원소인 점에서, Sb 의 함유량은 0.001 % 이상으로 하는 것이 바람직하다. 따라서, Sb 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 0.200 % 이하로 한다. Sb 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.001 % 이상으로 한다. Sb 를 함유하는 경우의 상한은, 보다 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다.

[0067] Ca, Mg 및 REM 은, 각각 0.0100 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Ca, Mg 및 REM 의 함유량은 0.0100 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Ca, Mg 및 REM 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 질화물이나 황화물의 형상을 구상화하여, 강판의 변형능을 향상시키는 원소인 점에서, 각각 0.0005 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Ca, Mg 및 REM 을 함유하는 경우에는, 그 함유량은 각각 0.0100 % 이하로 한다. Ca, Mg 및 REM 을 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.0005 % 이상으로 한다. Ca, Mg 및 REM 을 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.0050 % 이하로 한다.

[0068] Zr 및 Te 는, 각각 0.100 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Zr 및 Te 의 함유량은 0.100 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Zr 및 Te 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 질화물이나 황화물의 형상을 구상화하고, 강판의 극한 변형능을 향상시키는 원소인 점에서, 각각 0.001 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Zr 및 Te 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 각각 0.100 % 이하로 한다. Zr 및 Te 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.001 % 이상으로 한다. Zr 및 Te 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.080 % 이하로 한다.

[0069] Hf 는, 0.10 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Hf 의 함유량은 0.10 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Hf 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 질화물이나 황화물의 형상을 구상화하고, 강판의 극한 변형능을 향상시키는 원소인 점에서, 0.01 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Hf 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 0.10 % 이하로 한다. Hf 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.01 % 이상으로 한다. Hf 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.08 % 이하로 한다.

[0070] Bi 는, 0.200 % 이하이면 조대한 석출물이나 개재물이 증가하지 않고, 강판의 극한 변형능을 저하시키지 않는 점에서, 굽힘성이 저하되지 않는다. 그 때문에, Bi 의 함유량은 0.200 % 이하로 하는 것이 바람직하다. 또한, Bi 의 함유량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 편석을 경감시키는 원소인 점에서, 0.001 % 이상으로 하는 것이 보다 바람직하다. 따라서, Bi 를 함유하는 경우에는, 그 함유량은 0.200 % 이하로 한다. Bi 를 함유하는 경우의 하한은, 보다 바람직하게는 0.001 % 이상으로 한다. Bi 를 함유하는 경우의 상한은, 더욱 바람직하게는 0.100 % 이하로 한다.

[0071] 또한, 상기한 Ti, Nb, V, Ta, W, B, Cr, Mo, Ni, Co, Cu, Sn, Sb, Ca, Mg, REM, Zr, Te, Hf 및 Bi 에 대해, 각 함유량이 바람직한 하한값 미만인 경우에는 본 발명의 효과를 저해하지 않기 때문에, 불가피적 불순물로서 포함하는 것으로 한다.

[0072] 다음으로, 본 발명의 고강도 도금 강판의 강 조직에 대해 설명한다.

[0073] 페라이트의 면적률 : 1 % 이상 30 % 이하

[0074] 충분한 연성을 확보하기 위해, 페라이트의 면적률을 1 % 이상으로 할 필요가 있다. 또, 1180 MPa 이상의 TS 확보를 위해, 연질인 페라이트의 면적률을 30 % 이하로 할 필요가 있다. 또한, 여기서 말하는 페라이트란, 폴리고날 페라이트나 그래뉼러 페라이트나 애시큘러 페라이트를 가리키고, 비교적 연질이고 연성이 풍부한 페라이트를 말한다. 바람직한 하한은, 3 % 이상이다. 바람직한 상한은 25 % 이하이다.

[0075] 프레시 마텐자이트의 면적률 : 1 % 미만

[0076] 프레시 마텐자이트의 면적률이 1 % 이상이 되면 프레시 마텐자이트 내부의 격자 결함에 수소가 트랩되기 쉬워져, 내수소 굽힘 취화 특성을 열화시킨다. 그 때문에, 프레시 마텐자이트의 면적률이 1 % 미만인 것이 필요하다. 하한값은 특별히 규정하지 않지만, 프레시 마텐자이트는 강도 향상에 유효하기 때문에, 바람직하게는 0.1 % 이상이다.

[0077] 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 면적률의 합 : 35 % 이상 90 % 이하

[0078] 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트는, 굽힘성을 높이는 데에 유효한 조직이다. 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 면적률의 합이 35 % 미만에서는, 양호한 굽힘성이 얻어지지 않는다. 이 때문에, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 면적률의 합은 35 % 이상일 필요가 있다. 한편, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 면적률의 합이 90 % 를 초과하면, 연성을 담당하는 원하는 잔류 오스테나이트가 얻어지지 않기 때문에, 양호한 연성이 얻어지지 않는다. 따라서, 베이나이트와 템퍼드 마텐자이트의 면적률의 합은 90 % 이하일 필요가 있다. 바람직한 하한은 45 % 이상이다. 또한, 바람직한 상한은 85 % 이하이다.

[0079] 또한, 페라이트, 프레시 마텐자이트, 템퍼드 마텐자이트 및 베이나이트의 면적률을 얻기 위해서는, 강판의 압연 방향으로 평행한 판두께 단면 (L 단면) 을 연마 후, 3 vol.% 나이탈로 부식시킨다. 다음으로, 판두께 1/4 위치 (강판 표면으로부터 깊이 방향에서 판두께의 1/4 에 상당하는 위치) 에 대해서, SEM (주사형 전자 현미경) 을 이용하여 2000 배의 배율로 10 시야 관찰한다. 얻어진 조직 화상을 이용하여, Media Cybernetics 사의 Image-Pro 를 이용하여 각 조직 (페라이트, 프레시 마텐자이트, 템퍼드 마텐자이트, 베이나이트) 의 면적률을 10 시야분 산출하고, 그것들의 값을 평균하여 구할 수 있다. 또한, 상기의 조직 화상에 있어서, 페라이트는 회색의 조직 (하지 조직), 프레시 마텐자이트는 백색의 조직, 템퍼드 마텐자이트는 백색의 마텐자이트의 내부에 회색의 내부 구조, 베이나이트는 직선적인 입계를 많이 갖는 암회색을 갖는 조직을 나타내고 있다.

[0080] 잔류 오스테나이트의 면적률 : 6 % 이상

[0081] 충분한 연성을 확보하기 위해, 잔류 오스테나이트의 면적률을 6 % 이상으로 할 필요가 있다. 바람직하게는 8 % 이상이다. 보다 바람직하게는 10 % 이상이다.

[0082] 또한, 잔류 오스테나이트의 면적률은, 강판을 판두께 1/4 위치로부터 0.1 mm 의 면까지 연마 후, 화학 연마에 의해 추가로 0.1 mm 연마한 면에 대하여 측정하였다. 구체적으로는, X 선 회절 장치로 CoKα 선을 사용하여, fcc 철의 {200}, {220}, {311} 면 및, bcc 철의 {200}, {211}, {220} 면의 회절 피크의 각각의 적분 강도비를 측정하고, 얻어진 9 개의 적분 강도비를 평균화하여 구하였다.

[0083] 애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 을 페라이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값 : 1.1 이상

[0084] 애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 을 페라이트 중의 평균 Mn 량 (질량%) 으로 나눈 값이 1.1 이상인 것은, 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 안건이다. 양호한 연성을 확보하기 위해서는, Mn 이 농화된 안정적인 잔류 오스테나이트의 면적률이 높을 필요가 있다. 바람직하게는 1.2 이상이다. 잔류 오스테나이트 중의 평균 Mn 량은, 높으면 높을수록 연성이 향상되므로 상한값은 특별히 정하지 않지만, 10.0 을 초과하면 연성의 향상 효과가 포화되기 때문에, 10.0 이하인 것이 바람직하다.

[0085] 잔류 오스테나이트 및 페라이트 중의 C 및 Mn 량은, FE-EPMA (Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer : 전계 방출형 전자 프로브 마이크로 애널라이저) 를 사용하여 구한다. 구체적으로는, 판두께 1/4 위치에 있어서의 압연 방향 단면의 각 상에 대한 C 및 Mn 의 분포 상태를 정량화하여, 30 개의 잔류 오스테나이트립 및 30 개의 페라이트립의 C 및 Mn 량 분석 결과의 평균값에 의해 구할 수 있다.

[0086] 잔류 오스테나이트와 마텐자이트로부터 잔류 오스테나이트를 식별하기 위해서, SEM (Scanning Electron Microscope) 과 EBSD (Electron Backscattered Diffraction) 로 동일 시야를 관찰한다. 이어서, EBSD 의 Phase Map 식별에 의해, SEM 이미지에 있어서의 잔류 오스테나이트를 특정한다. 한편, 잔류 오스테나이트의 애스펙트비는, Photoshop elements 13 을 이용하여, 잔류 오스테나이트립에 외접하는 타원을 묘화하고, 그 장축 길이를 단축 길이로 나눔으로써 산출하고, 30 개의 잔류 오스테나이트립의 애스펙트비의 평균값에 의해 구할 수 있다.

[0087] 또한, 잔류 오스테나이트의 평균 원 상당 직경은, Media Cybernetics 사의 Image-Pro 를 이용하여, 30 개의 잔

류 오스테나이트립의 면적을 구하고, 원 상당 직경을 산출하여, 그것들의 값을 평균하여 구한다.

[0088] 강 중 확산성 수소량 : 0.3 질량ppm 이하

[0089] 양호한 내수소 굽힘 취화 특성을 확보하기 위해서는, 강 중 확산성 수소량은 0.3 질량ppm 이하로 하는 것이 중요하다. 바람직한 상한은 0.20 질량ppm 이하이다. 또한, 강 중 확산성 수소량의 하한은 특별히 규정하지 않지만, 생산 기술상의 제약으로부터, 0.01 질량ppm 이상이 될 수 있다.

[0090] 여기서, 강 중 확산성 수소량의 측정 방법은, 이하와 같다. 제품 코일로부터, 길이가 30 ㎜, 폭이 5 ㎜ 인 시험편을 채취한다. 용융 아연 도금 강판 또는 합금화 용융 아연 도금 강판인 경우, 시험편의 용융 아연 도금층 또는 합금화 용융 아연 도금층을 연삭 또는 알칼리에 의해 제거한다. 그 후, 시험편으로부터 방출되는 수소량을 승온 탈리 분석법 (Thermal Desorption Spectrometry : TDS) 에 의해 측정한다. 구체적으로는, 시험편을 실온으로부터 300 ℃ 까지 승온 속도 200 ℃/h 로 연속 가열한 후, 실온까지 냉각시키고, 실온으로부터 210 ℃ 까지 시험편으로부터 방출된 적산 수소량을 측정하여, 강 중 확산성 수소량으로 한다.

[0091] $Mn^{\gamma}_{eq.}$: 5.0 이상

[0092] $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 가 5.0 이상인 것은, 본 발명에 있어서 중요한 구성 요건이다. $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 는 잔류 오스테나이트의 안정성을 향상시켜, 도금 처리시에 잔류 오스테나이트의 분해를 억제하고, 양호한 도금 처리 후 연성을 얻기 위해 유효한 파라미터이다. $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 가 5.0 미만에서는, 잔류 오스테나이트의 안정성이 저하되고, 도금 처리 후에 연성이 저하된다. 한편, 상한은 특별히 규정하지 않지만, 잔류 오스테나이트의 과잉인 안정화에 의해 TRIP 효과가 발현되지 않게 되기 때문에, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 는 250 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 10.0 이상 200 이하로 한다. 여기서, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 는, 다음 식 (1) 에 의해 산출한다.

[0093] $$Mn^{\gamma}_{eq.} = \{\ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30\} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \quad \cdots (1)$$

[0094] 여기서, $[C]_{\gamma}$, $[Mn]_{\gamma}$ 는 각각, 전체 잔류 오스테나이트 중의 평균 C 량, 평균 Mn 량 (질량%),

[0095] λ_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 애스펙트비, D_{γ} 는 전체 잔류 오스테나이트의 평균 원 상당 직경 (㎛).

[0096] δ_{LME} : 1.0 이하

[0097] δ_{LME} 가 1.0 이하인 것은 본 발명에 있어서 매우 중요한 구성 안건이다. δ_{LME} 는 강판에 포함되는 C, Si, Mn 농도에 의해 스폿 용접시의 LME 균열 감수성을 저감시켜, 양호한 내 LME 성을 얻기 위해서 유효한 파라미터이다. δ_{LME} 가 1.0 초과에서는, 강판의 LME 균열 감수성이 증가함으로써 용접시에 균열을 발생시키기 쉬워져, 내 LME 성이 저하된다. 한편, 하한은 특별히 규정하지 않지만, δ_{LME} 가 0.2 미만이 되는 C, Si, Mn 량에서는, 1180 MPa 이상의 TS 가 얻어지지 않는 경우가 있는 점에서, 0.2 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직한 하한은 0.3 이상이다. 보다 바람직한 상한은 0.9 이하로 한다. 여기서, δ_{LME} 는, 다음 식 (2) 에 의해 산출한다.

[0098] $$\delta_{LME} = 1/2 \times \log\{(1+[C])/(0.35-[C])\} + \{\exp([Si]/3.23) - 1\} + \{\exp([Mn]/22) - 1\} \quad \cdots (2)$$

[0099] 여기서, [C], [Si], [Mn] 은 강판 전체에 포함되는 C 량, Si 량, Mn 량 (질량%) 이다.

[0100] 모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량을 T_0 조직에 있어서의 C 량으로 나눈 값 : 1.0 미만

[0101] T_0 조성이란, 임의의 온도에서 fcc 와 bcc 의 자유 에너지가 동등해지는 조성이며, 오스테나이트는 fcc, 페라이트나 베이나이트는 bcc 이다. 모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량을 fcc 와 bcc 의 자유 에너지가 동등해지는 T_0 조성에 있어서의 C 량보다 낮게 함으로써, 잔류 오스테나이트의 가공에 의한 마텐자이트 변태한 후의 경도가 저감된다. 그 결과, 연질층과의 경도차가 완화되어, 보다 양호한 굽힘성이 얻어진다. 그 때문에, 모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량을 T_0 조성에 있어서의 C 량으로 나눈 값이 1.0 미만인 것이 바람직하다. 또

한, 하한값은 특별히 규정하지 않지만, 모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량을 T_0 조성에 있어서의 C 량으로 나눈 값이 0.1 미만이 되면 잔류 오스테나이트 그 자체의 안정성이 저하되어, 양호한 연성이 얻어지지 않는 경우가 있다. 따라서, 0.1 이상으로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직한 하한은 0.2 이상이다. 또, 보다 바람직한 상한은 0.9 이하이다.

[0102] 여기서의 모든 잔류 오스테나이트 중의 C 량은 X 선 회절 장치로 Co 의 Kα 선을 이용하여, (220) 면의 회절 피크의 시프트량과, 하기 [1], [2] 식을 사용하여 산출한다.

[0103] $a=1.7889\times\sqrt{2}/\sin\Theta$ … [1]

[0104] $a=3.578+0.033[C]+0.00095[Mn]$ … [2]

[0105] 여기서, [1], [2] 식에 있어서, a 는 오스테나이트의 격자 정수 (Å) 이고, Θ 는 (220) 면의 회절 피크 각도를 2 로 나눈 값 (rad) 이다. [2] 식에 있어서, [M] 은 모든 오스테나이트 중의 원소 M 의 질량% 이다. 본 발명에서는 잔류 오스테나이트 중의 원소 M 의 질량% 는 강 전체에서 차지하는 질량% 로 하였다.

[0106] 또한, T_0 조성에 있어서의 C 량은, 통합형 열역학 계산 소프트웨어인 Thermo-Calc 를 이용하고, 또한, 데이터베이스는 TCFE7 을 이용함으로써, 강의 성분과 그 함유량으로부터 일의적으로 계산할 수 있다. 계산되는 T_0 조성은, 아연 도금욕 침입 직전의 Ms' 이상 Ms'+350 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도에서 계산되는 조성이다. 또한, Ms' 에 대해서는 이후의 제조 방법의 설명에서 상세를 기재한다.

[0107] 본 발명의 강 조직에는, 페라이트, 프레시 마텐자이트, 베이나이트, 템퍼드 마텐자이트 및 잔류 오스테나이트 이외에, 펄라이트, 시멘타이트 등의 탄화물이, 면적률로 10 % 이하의 범위로 포함되어도, 본 발명의 효과가 손상되지 않는다.

[0108] 상기 고강도 도금 강판은, 도금층으로서 Al-Ni 계 도금층을 포함하는 Al 계 도금층을 가지고 있어도 되지만, 아연 도금층인 것이 바람직하다. 아연 도금층은, 합금화 처리가 실시된 합금화 아연 도금층이어도 된다.

[0109] 다음으로, 본 발명의 제조 방법에 대해 설명한다.

[0110] 강 슬래브의 가열 온도

[0111] 본 발명에 있어서, 특별히 한정은 하지 않지만, 슬래브의 가열 온도는 1100 ℃ 이상 1300 ℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 강 슬래브의 가열 단계에서 존재하고 있는 석출물은, 최종적으로 얻어지는 강판 내에서는 조대한 석출물로서 존재하고, 강도에 기여하지 않기 때문에, 주조시에 석출한 Ti, Nb 계 석출물을 재용해시는 것이 바람직하다. 그 때문에, 강 슬래브의 가열 온도는 1100 ℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 또, 슬래브 표층의 기포, 편석 등의 결함을 스케일 오프하여, 강판 표면의 균열, 요철을 감소시켜, 평활한 강판 표면을 달성하는 관점에서도 강 슬래브의 가열 온도는 1100 ℃ 이상으로 하는 것이 바람직하다. 한편, 강 슬래브의 가열 온도가 1300 ℃ 초과에서는, 산화량의 증가에 수반하여 스케일 로스가 증대되기 때문에, 강 슬래브의 가열 온도는 1300 ℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 보다 바람직하게는, 1150 ℃ 이상 1250 ℃ 이하로 한다.

[0112] 강 슬래브는, 매크로 편석을 방지하기 위해, 연속 주조법으로 제조하는 것이 바람직하지만, 조괴법이나 박슬래브 주조법 등에 의해 제조하는 것도 가능하다. 또한, 강 슬래브를 제조한 후, 일단 실온까지 냉각시키고, 그 후 재차 가열하는 종래법을 이용할 수 있다. 이것에 더하여, 실온까지 냉각시키지 않고, 온편인 채로 가열로에 장입하거나, 혹은 약간의 보열을 실시한 후에 즉시 압연하는 직송 압연 등의 에너지 절약 프로세스도 문제없이 적용할 수 있다. 또, 슬래브는 통상적인 조건에서 조 (粗) 압연에 의해 시트 바가 될 수 있다. 그러나, 가열 온도를 낮게 한 경우에는, 열간 압연시의 트러블을 방지하는 관점에서, 마무리 압연 전에 바 히터 등을 사용하여 시트 바를 가열하는 것이 바람직하다.

[0113] 열간 압연의 마무리 압연 출측 온도 : 750 ℃ 이상 1000 ℃ 이하

[0114] 가열 후의 강 슬래브는, 조압연 및 마무리 압연에 의해 열간 압연되어 열연 강판이 된다. 이 때, 마무리 온도가 1000 ℃ 를 초과하면, 산화물 (스케일) 의 생성량이 급격하게 증대하여, 지철과 산화물의 계면이 거칠어져, 산세, 냉간 압연 후의 표면 품질이 열화되는 경향이 있다. 또, 산세 후에 열연 스케일의 잔류물 등이 일부에 존재하면, 연성이나 구멍 확장성에 악영향을 미친다. 또한 결정 입경이 과도하게 조대해져, 가공시에 프레스품 표면 거침을 일으키는 경우가 있다. 한편, 마무리 온도가 750 ℃ 미만에서는 압연 하중이 증대하여, 압연 부하가 커지는 것이나, 오스테나이트가 미재결정 상태에서의 압하율이 높아지는 일이 생긴다. 그 결과, 이상 집합 조직이 발달하여, 최종 제품에 있어서의 면내 이방성이 현저해져, 재질의 균일성 (재질

안정성) 이 저해될 뿐만 아니라, 연성 그 자체도 저하된다. 따라서, 열간 압연의 마무리 압연 출측 온도를 750 ℃ 이상 1000 ℃ 이하로 할 필요가 있다. 바람직한 하한은 800 ℃ 이상으로 한다. 또, 바람직한 상한은 950 ℃ 이하로 한다.

[0115] 열간 압연 후의 권취 온도 : 300 ℃ 이상 750 ℃ 이하

[0116] 열간 압연 후의 권취 온도가 750 ℃ 를 초과하면, 열연판 조직의 페라이트의 결정 입경이 커져, 최종 어닐링판의 원하는 강도 확보가 곤란해진다. 한편, 열간 압연 후의 권취 온도가 300 ℃ 미만에서는, 열연판 강도가 상승하여, 냉간 압연에 있어서의 압연 부하가 증대되거나, 판 형상의 불량이 발생하거나 하기 때문에, 생산성이 저하된다. 따라서, 열간 압연 후의 권취 온도를 300 ℃ 이상 750 ℃ 이하로 할 필요가 있다. 바람직한 하한은 400 ℃ 이상으로 한다. 또, 바람직한 상한은 650 ℃ 이하로 한다.

[0117] 또한, 열연시에 조압연판끼리를 접합하여 연속적으로 마무리 압연을 실시해도 된다. 또, 조압연판을 일단 권취해도 상관없다. 또, 열간 압연시의 압연 하중을 저감시키기 위해 마무리 압연의 일부 또는 전부를 윤활 압연으로 해도 된다. 윤활 압연을 실시하는 것은, 강판 형상의 균일화, 재질의 균일화의 관점에서도 유효하다. 또한, 윤활 압연시의 마찰 계수는, 0.10 이상 0.25 이하로 하는 것이 바람직하다.

[0118] 이와 같이 하여 제조한 열연 강판에, 필요에 따라서 산세를 실시한다. 산세는 강판 표면의 산화물의 제거가 가능한 점에서, 최종 제품의 고강도 도금 강판의 양호한 화성 처리성이나 도금 품질의 확보를 위해 실시하는 것이 바람직하다. 또한 산세를 실시하는 경우에는, 1 회의 산세를 실시해도 되고, 복수 회로 나누어 산세를 실시해도 된다.

[0119] Ac_1 변태점 이하의 온도역에서 1800 s 초과 유지

[0120] Ac_1 변태점 이하의 온도역에서 1800 s 초과 유지하는 것은, 계속되는 냉간 압연을 실시하기 위한 강판을 연질화시킬 수 있으므로, 필요에 따라 실시한다. Ac_1 변태점 초과의 온도역에서 유지하는 경우, 오스테나이트가 입계로부터 형성되어 버리고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가해 버린다. 이로써, 잔류 오스테나이트의 안정성이 저하됨으로써, 도금 처리 후 연성이 저하된다. 또한, 1800 s 이하로 유지하는 경우, 열간 압연 후의 변형을 제거할 수 없어, 강판의 연질화가 이루어지지 않는 경우가 있다.

[0121] 또한, 열처리 방법은 연속 어닐링이나 배치 어닐링 중 어느 어닐링 방법이어도 상관없다. 또, 상기 열처리 후, 실온까지 냉각시키는데, 그 냉각 방법 및 냉각 속도는 특별히 규정하지 않고, 배치 어닐링에 있어서의 노냉, 공랭 및 연속 어닐링에 있어서의 가스 제트 냉각, 미스트 냉각, 수랭 등의 어느 냉각이어도 상관없다. 또, 산세 처리를 실시하는 경우에는 통상적인 방법이어도 된다.

[0122] 냉간 압연

[0123] 권취한 후, 필요에 따라 산세를 실시한 후, 냉간 압연을 실시한다. 50 % 초과의 압연율로 냉간 압연을 실시하면, 그 후의 어닐링 공정에서 형성되는 잔류 오스테나이트의 입경이 미세해지고, 잔류 오스테나이트 중의 C 량이 현저하게 농화되어 버려, 경도가 상승하여 굽힘성이 저하되고, 한편, 애스펙트비가 2.0 이상인 잔류 오스테나이트 중의 Mn 농화가 저해되어, 연성이 저하된다. 따라서, 압연율은 50 % 이하로 한다. 바람직한 하한은 5 % 이상, 보다 바람직하게는 10 % 이상이다. 바람직한 상한은, 45 % 이하, 보다 바람직하게는, 40 % 이하이다.

[0124] Ac_3 변태점－50 ℃ 이상의 온도역에서 20 s 이상 1800 s 이하 유지 (실시예의 냉연판 1 회째 어닐링 처리에 대응)

[0125] Ac_3 변태점－50 ℃ 미만의 온도역에서 유지하는 경우, 오스테나이트 중에 Mn 이 농화되고, 냉각 중에 마텐자이트 변태가 발생하지 않아, 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트의 핵을 얻을 수 없다. 그 결과, 그 후의 어닐링 공정 (실시예의 냉연판 2 회째 어닐링 처리에 대응) 에 있어서, 잔류 오스테나이트가 입계로부터 형성되어 버리고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가해 버린다. 이로써, 잔류 오스테나이트의 안정성이 저하됨으로써, 연성 및 도금 처리 후 연성이 저하된다. 한편, 어닐링 온도의 상한은 특별히 규정하지 않지만, Ac_3 변태점＋300 ℃ 초과의 온도역에서 유지하는 경우, 오스테나이트 중의 탄소의 확산이 촉진되고, 탄소가 표층으로부터 탈리되어, 원하는 조직이 얻어지지 않기 때문에, 바람직하게는 Ac_3 변태점＋300 ℃ 이하로 한다.

[0126] 한편, 20 s 미만으로 유지하는 경우, 충분한 재결정이 실시되지 않아, 원하는 조직이 얻어지지 않기 때문에, 연

성이 저하된다. 한편, 1800 s 를 초과하여 유지하는 경우, Mn 표면 농화가 과잉이 되어 도금 품질이 열화될 뿐만 아니라, 어닐링 중의 오스테나이트립이 조대화됨으로써, 그 후의 냉각 과정에서 형성되는 잔류 오스테나이트의 핵도 조대화되어 버린다. 그 결과, 그 후의 어닐링 공정 (실시예의 냉연판 2 회째 어닐링 처리에 대응) 에 있어서, 잔류 오스테나이트가 입계로부터 형성되어 버리고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가해 버린다. 이로써, 잔류 오스테나이트의 안정성이 저하됨으로써, 연성 및 도금 처리 후 연성이 저하된다.

[0127] 마텐자이트 변태 개시 온도 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각

[0128] 마텐자이트 변태 개시 온도 초과의 냉각 정지 온도의 경우, 변태하는 마텐자이트량이 적으면, 미변태 오스테나이트가 최종 냉각에서 모두 마텐자이트 변태되어 버려, 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트의 핵을 얻을 수 없다. 그 결과, 그 후의 어닐링 공정 (실시예의 냉연판 2 회째 어닐링 처리에 대응) 에 있어서, 잔류 오스테나이트가 입계로부터 형성되어 버리고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가해 버린다. 그 결과, 잔류 오스테나이트의 안정성이 저하됨으로써, 연성 및 도금 처리 후 연성이 저하된다. 바람직한 냉각 정지 온도는, 마텐자이트 변태 개시 온도 −250 ℃ 이상 마텐자이트 변태 개시 온도 −50 ℃ 이하이다.

[0129] Bs−150 ℃ 이상 Bs+150 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 1800 s 이하 유지 후, 실온까지 냉각

[0130] Bs−150 ℃ 미만의 재가열 온도의 경우, 그 후의 어닐링 공정에서 형성되는 잔류 오스테나이트 중에 C 가 과잉으로 농화되어, 굽힘성이 저하되고, 한편 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트 중으로의 Mn 농화가 저해되어, 연성이 저하된다. Bs+150 ℃ 초과의 재가열 온도의 경우, 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트의 핵이 분해되고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가하여, 원하는 조직이 얻어지지 않기 때문에, 연성과 도금 처리 후 연성이 저하된다. 또한, 2 s 미만으로 유지하는 경우도 동일하게, 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트의 핵을 얻을 수 없어, 원하는 조직이 얻어지지 않기 때문에, 연성 및 도금 처리 후 연성이 저하된다. 또한 1800 s 를 초과하여 유지하는 경우, 애스펙트비가 큰 잔류 오스테나이트의 핵이 분해되고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가하여, 원하는 조직이 얻어지지 않기 때문에, 연성 및 도금 처리 후 연성이 저하된다.
또한, Bs 는, 이하의 (3) 식으로부터 구해지는 온도 (℃) 이다.

[0131] $Bs=732-202\times[C]-108\times[Si]-85\times[Mn]-39\times[Mo]$ … (3)

[0132] [C], [Si], [Mn], [Mo] 는 강판 전체에 포함되는, C 량, Si 량, Mn 량, Mo 량 (질량%) 이며, 포함되지 않는 경우에는 제로로 한다.

[0133] 당해 재가열 후에 소정의 시간 유지한 후, 일단 실온까지 냉각시킨다. 냉각 방법은 특별히 제한되지 않고, 공지된 방법이면 된다.

[0134] Ac_1 변태점−150 ℃ 로부터 Ac_1 변태점의 온도역까지의 가열 속도 : 2 ℃/s 이상

[0135] Ac_1 변태점−150 ℃ 로부터 Ac_1 변태점의 온도역까지 2 ℃/s 미만의 가열 속도로 가열한 경우, 미세한 안정성이 높은 잔류 오스테나이트의 핵이 분해되어 버린다. 그 결과, 그 후의 어닐링 공정 (실시예의 냉연판 2 회째 어닐링 처리에 대응) 에 있어서, 잔류 오스테나이트가 입계로부터 형성되어 버리고, 애스펙트비가 작은 잔류 오스테나이트가 증가해 버린다. 이로써, 잔류 오스테나이트의 안정성이 저하됨으로써, 연성 및 도금 처리 후 연성이 저하된다. 또한, 가열 속도의 상한은 특별히 규정하지 않지만, 가열 속도가 200 ℃/s 초과가 되면 과잉으로 미세한 오스테나이트가 생성된다. 이 때문에 잔류 오스테나이트 중의 C 량이 현저하게 농화되어 버려, 경도가 상승하여 굽힘성이 저하되므로, 바람직하게는 200 ℃/s 이하로 한다. 보다 바람직한 하한은 3 ℃/s 이상이다. 또한, 보다 바람직한 상한은 150 ℃/s 이하로 한다.

[0136] Ac_1 변태점 이상의 온도역에서 20 s 이상 600 s 이하 유지 (실시예의 냉연판 2 회째 어닐링 처리에 대응)

[0137] Ac_1 변태점 이상의 온도역에서 20 s 이상 600 s 이하 유지하는 것은, 본 발명에 있어서, 매우 중요한 발명 구성 요건이다. Ac_1 변태점 미만의 온도역에서 유지하는 경우, 페라이트량이 과잉이 되어 잔류 오스테나이트가 얻어지지 않는다. 바람직하게는, Ar_1 변태점+20 ℃ 이상이다. 보다 바람직하게는 Ar_1 변태점+30 ℃ 이상이다. 또한, 바람직한 상한은, Ac_3 변태점 이하이다. 또한, 20 s 미만의 유지의 경우, 오스테나이트 중에 Mn 이 농화되지 않아, 안정된 잔류 오스테나이트가 얻어지지 않을 뿐만 아니라, 최종 냉각 후에 퀜칭 마텐자

이트량이 과잉이 되어, 내수소 굽힘 취성 및 연성이 저하된다. 또한, 600 s 를 초과하여 유지하는 경우, 어닐링 중에 오스테나이트가 조대화되기 때문에, 오스테나이트의 안정성이 저하되어, 원하는 잔류 오스테나이트량이 얻어지지 않고, 또한 양호한 도금 처리 후 연성을 얻을 수 없다.

[0138] Ms' 이하의 냉각 정지 온도까지 냉각

[0139] Ms' 초과의 냉각 정지 온도의 경우, 변태하는 마텐자이트량이 적고, 그 후의 재가열로 템퍼드 마텐자이트의 양이 적어, 원하는 템퍼드 마텐자이트량이 얻어지지 않는다. 바람직하게는 Ms'－250 ℃ 이상 마텐자이트 변태 개시 온도 －30 ℃ 이하이다.

[0140] 여기서 Ms' 는 다음 식 (4) 로부터 산출되는 온도 (℃) 이다. 또한, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 는, 상기 서술한 식 (1) 로부터 산출된다.

[0141] $Ms' = Ms \times 15/Mn^{\gamma}_{eq.}$ … (4)

[0142] 단, Ms 는 마텐자이트 변태 개시 온도 (℃) 이며, $Mn^{\gamma}_{eq.} < 15$ 일 때, $Mn^{\gamma}_{eq.} = 15$ 로 한다.

[0143] Ms' 이상 Ms'＋350 ℃ 이하의 범위 내의 재가열 온도까지 재가열 후, 상기 재가열 온도에서 2 s 이상 600 s 이하 유지, 도금 처리를 실시하고, 실온까지 냉각

[0144] Ms' 미만의 재가열의 경우, 프레시 마텐자이트가 템퍼링되지 않아, 원하는 조직이 얻어지지 않는다. Ms'＋350 ℃ 초과의 재가열 온도의 경우, 베이나이트 변태가 지연되어, 원하는 조직이 얻어지지 않는다. 또한, 2 s 미만으로 유지하는 경우, 베이나이트 변태의 진행이 불충분하기 때문에, 원하는 조직이 얻어지지 않는다. 한편, 600 s 초과의 유지의 경우, 베이나이트 변태시에 탄화물이 석출되고, 잔류 오스테나이트 중의 C 량이 저하되어, 원하는 조직이 얻어지지 않는다.

[0145] 당해 온도에서 소정의 시간 유지한 후, 도금 처리를 실시하고, 실온까지 냉각시킨다. 또한, 도금 처리 후의 냉각 방법은 특별히 한정되지 않고, 공지된 방법이면 된다.

[0146] 도금 처리

[0147] 도금 처리로서, 아연 도금 처리, Al-Ni 도금을 포함하는 Al 계 도금 처리 등을 들 수 있지만, 용융 아연 도금 처리, 전기 아연 도금 처리를 포함하는 아연 도금 처리가 바람직하다. 용융 아연 도금 처리를 실시하는 경우에는, 상기 어닐링 처리를 실시한 강판을 440 ℃ 이상 500 ℃ 이하의 아연 도금욕 중에 침지시켜, 용융 아연 도금 처리를 실시하고, 그 후 가스 와이핑 등에 의해 도금 부착량을 조정한다. 또한, 용융 아연 도금은 Al 량이 0.08 % 이상 0.30 % 이하인 아연 도금욕을 사용하는 것이 바람직하다.

[0148] 용융 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 경우에는, 용융 아연 도금 처리 후, 450 ℃ 이상 600 ℃ 이하의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시한다. 600 ℃ 를 초과하는 온도에서 합금화 처리를 실시하면, 미변태 오스테나이트가 펄라이트로 변태되어, 원하는 잔류 오스테나이트의 면적률을 확보할 수 없어, 연성이 저하되는 경우가 있다. 따라서, 아연 도금의 합금화 처리를 실시할 때에는, 450 ℃ 이상 600 ℃ 이하의 온도역에서 아연 도금의 합금화 처리를 실시하는 것이 바람직하다.

[0149] 그 밖의 제조 방법의 조건은, 특별히 한정하지 않지만, 생산성의 관점에서, 상기 어닐링은, 연속 어닐링 설비로 실시하는 것이 바람직하다. 또, 어닐링, 용융 아연 도금, 아연 도금의 합금화 처리 등의 일련의 처리는, 용융 아연 도금 라인인 CGL (Continuous Galvanizing Line) 로 실시하는 것이 바람직하다.

[0150] 50 ℃ 이상 400 ℃ 이하의 온도역 내에서 2 s 이상 유지

[0151] 최후의 열처리로서, 50 ℃ 이상 400 ℃ 이하의 온도역 내에서 2 s 이상 유지하는 것은, 본 발명에 있어서 중요한 발명 구성 요건이다. 50 ℃ 미만의 온도역 내 또는 2 s 미만으로 유지하는 경우, 프레시 마텐자이트량이 과잉으로 생성되고, 또한 강 중 확산성 수소가 강판으로부터 방출되지 않기 때문에, 내수소 굽힘 취화 특성이 저하된다. 한편, 400 ℃ 초과의 온도역에서 유지하는 경우, 잔류 오스테나이트의 분해에 의해, 충분한 체적률의 잔류 오스테나이트가 얻어지지 않아 강의 연성이 저하된다. 유지 시간의 상한은 특별히 규정하지 않지만, 생산 기술상의 제약으로부터, 43200 s 이하가 될 수 있다.

[0152] 또한, 상기「고강도 도금 강판」에, 형상 교정이나 표면 조도의 조정 등을 목적으로 스킨 패스 압연을 실시할 수 있다. 스킨 패스 압연의 압하율은, 0.1 % 이상 2.0 % 이하의 범위가 바람직하다. 0.1 % 미만에서

는 효과가 작고, 제어도 곤란하므로, 이것이 양호 범위의 하한이 된다. 또, 2.0 % 를 초과하면, 생산성이 현저하게 저하되므로, 이것을 양호 범위의 상한으로 한다. 또한, 스킨 패스 압연은, 온라인으로 실시해도 되고, 오프 라인으로 실시해도 된다. 또, 한 번에 목적으로 하는 압하율의 스킨 패스를 실시해도 되고, 수 회로 나눠 실시해도 상관없다. 또, 수지나 유지 코팅 등의 각종 도장 처리를 실시할 수도 있다.

[0153] 실시예

[0154] 표 1, 2 에 나타내는 성분 조성을 갖고, 잔부가 Fe 및 불가피적 불순물로 이루어지는 강을 전로에서 용제하고, 연속 주조법으로 강 슬래브로 하였다. 얻어진 슬래브를 1250 ℃ 까지 재가열한 후, 표 3, 4 에 나타내는 조건으로 용융 아연 도금 강판 (GI), 합금화 용융 아연 도금 강판 (GA) 을 얻었다. 또한, GI, GA 의 판두께는 1.0 mm 이상 1.8 mm 이하였다. 용융 아연 도금욕은, 용융 아연 도금 강판 (GI) 에서는, Al : 0.19 질량% 함유 아연욕을 사용하고, 합금화 용융 아연 도금 강판 (GA) 에서는, Al : 0.14 질량% 함유 아연욕을 사용하고, 욕온은 465 ℃ 로 하였다. 도금 부착량은 편면당 45 g/㎡ (양면 도금) 로 하고, GA 는, 도금층 중의 Fe 농도를 9 질량% 이상 12 질량% 이하가 되도록 조정하였다. 얻어진 강판의 단면의 강 조직을 상기 서술한 방법으로 관찰하여, 인장 특성, 굽힘성, 내 LME 성에 대해서 조사를 실시하고, 그 결과를 표 5 ~ 8 에 나타내었다.

표 1

| 강종 | 성분 조성 (질량%) | | |

표 2

강종	Ms 점 (℃)	Ac_1 변태점 (℃)	Ac_3 변태점 (℃)	Bs 점 (℃)	δ_{LME}	비고
A	353	659	779	317	0.85	본 발명강
B	375	680	799	359	0.89	본 발명강
C	378	674	820	318	0.94	본 발명강
D	338	673	750	382	0.96	본 발명강
E	405	671	818	345	0.78	본 발명강
F	532	765	963	519	0.99	본 발명강
G	341	655	765	328	0.82	본 발명강
H	395	669	805	349	0.77	본 발명강
I	460	723	879	423	0.96	본 발명강
J	354	652	755	379	0.63	본 발명강
K	269	586	702	160	0.78	본 발명강
L	436	719	811	543	0.64	본 발명강
M	331	638	739	285	0.79	본 발명강
N	380	686	791	379	0.89	본 발명강
O	315	659	760	291	1.09	비교강
P	355	672	843	174	1.46	비교강
Q	341	666	788	236	1.20	비교강
R	401	655	817	381	0.56	비교강
S	340	685	862	56	2.27	비교강
T	152	518	593	-47	0.99	비교강
U	494	756	874	616	0.65	비교강
V	393	684	890	417	0.73	비교강
W	361	659	770	323	0.81	본 발명강
X	317	631	740	244	0.86	본 발명강
Y	361	661	842	281	0.94	본 발명강
Z	354	648	786	239	0.96	본 발명강
AA	363	658	764	372	0.67	본 발명강
AB	238	582	675	115	0.98	본 발명강
AC	259	580	717	116	0.83	본 발명강
AD	348	661	797	318	0.77	본 발명강
AE	400	684	834	359	0.85	본 발명강
AF	369	654	765	351	0.68	본 발명강
AG	381	666	787	379	0.68	본 발명강
AH	365	662	792	380	0.68	본 발명강
AI	360	656	766	323	0.78	본 발명강
AJ	362	669	754	397	0.72	본 발명강
AK	329	646	722	351	0.72	본 발명강
AL	335	658	761	284	0.99	본 발명강
AM	331	653	758	264	0.99	본 발명강
AN	345	662	732	421	0.69	본 발명강
AO	368	676	787	353	0.87	본 발명강
AP	367	677	789	351	0.90	본 발명강
AQ	364	674	788	334	0.91	본 발명강
AR	370	677	784	396	0.78	본 발명강
AS	279	579	680	191	0.63	본 발명강

하선부 : 본 발명 범위 외를 나타낸다. - 은 불가피적 불순물 레벨의 함유량을 나타낸다.

[0156]

[0157] 마텐자이트 변태 개시 온도 및, Ac_1 변태점과 Ac_3 변태점은 이하의 식을 이용하여 구하였다.

[0158] 마텐자이트 변태 개시 온도 Ms (℃) = 550 − 350×(%C) − 40×(%Mn) − 10×(%Cu) − 17×(%Ni) − 20×(%Cr) − 10×(%Mo) − 35×(%V) − 5×(%W) + 30×(%Al)

[0159] Ac_1 변태점 (℃) = 751 − 16×(%C) + 11×(%Si) − 28×(%Mn) − 5.5×(%Cu) − 16×(%Ni) + 13×(%Cr) + 3.4×(%Mo)

[0160] Ac_3 변태점 (℃) = 910 − 203√(%C) + 45×(%Si) − 30×(%Mn) − 20×(%Cu) − 15×(%Ni) + 11×(%Cr) + 32×(%Mo) + 104×(%V) + 400×(%Ti) + 200×(%Al)

[0161] 여기서, (%C), (%Si), (%Mn), (%Ni), (%Cu), (%Cr), (%Mo), (%V), (%Ti), (%W), (%Al) 은, 각각의 원소의 함유량 (질량%) 이고, 함유하지 않는 경우에는 제로로 한다.

표 3

[0162]

No.	강종	마무리 압연 출측 온도 (℃)	권취 온도 (℃)	열연판 열처리		냉간 압연율 (%)	냉연판 1 회째 어닐링 처리				냉연판 2 회째 어닐링 처리						최종 열처리		종류*	비고
				열처리 온도 (℃)	열처리 시간 (s)		열처리 온도 (℃)	열처리 시간 (s)	냉각 정지 온도 (℃)	재가열 온도 (℃)	재가열 온도 유지 시간 (s)	가열 속도 (℃/s)	열처리 온도 (℃)	열처리 시간 (s)	냉각 정지 온도 (℃)	재가열 온도 (℃)	재가열 온도 유지 시간 (s)	Ms' (℃)	합금화 온도 (℃)	최종 열처리 온도 (℃)	최종 열처리 시간 (s)		
1	A	890	540	550	18000	30.4	820	160	200	400	220	15	775	150	150	400	120	274	530	320	150	GA	본 발명예
2	A	820	480	560	23400	47.1	860	180	225	420	180	15	790	120	200	380	150	353	/	350	120	GI	본 발명예
3	A	940	510	490	14400	50.0	590	150	220	380	150	15	710	180	220	360	150	353	/	350	1800	GI	비교예
4	A	890	430	610	18000	46.2	890	10	250	350	200	15	800	30	240	360	130	353	520	300	90	GA	비교예
5	A	800	480	630	18000	39.1	790	2100	80	200	140	15	800	240	80	380	250	353	500	210	300	GA	비교예
6	A	860	560	560	36000	45.5	790	180	380	430	190	15	680	200	230	440	180	353	/	320	240	GI	비교예
7	A	830	530	/	/	30.0	750	200	300	500	270	15	800	250	150	370	215	353	510	360	50	GA	비교예
8	A	820	430	500	14400	40.0	800	150	50	100	300	15	680	120	50	370	300	353	560	180	240	GA	비교예
9	A	830	530	590	8000	30.0	800	50	210	180	2000	15	700	50	120	360	540	353	530	300	30	GA	비교예
10	A	850	390	530	9000	39.1	830	360	240	400	1	15	820	360	240	380	200	353	530	100	36000	GA	비교예
11	A	880	550	520	18000	72.2	820	180	200	250	230	15	760	120	150	400	120	353	520	80	18000	GA	비교예
12	A	860	500	/	/	46.2	810	250	180	420	630	15	775	250	180	375	500	353	540	280	90	GA	본 발명예
13	B	900	480	590	21600	22.2	810	200	200	450	660	10	775	90	200	400	100	375	520	320	15	GA	본 발명예
14	C	880	520	550	21600	46.7	840	150	250	300	200	10	790	150	120	390	180	378	550	175	220	GA	본 발명예
15	A	870	600	760	21600	36.4	850	180	110	410	80	15	720	150	250	380	60	352	520	200	200	GA	비교예
16	A	870	520	560	21600	30.0	850	120	175	400	280	1	710	180	180	380	340	352	530	320	120	GA	비교예
17	A	900	560	540	23400	39.1	790	150	180	380	300	250	700	180	180	400	250	352	/	300	150	GI	본 발명예
18	A	860	560	440	36000	50.0	790	300	200	390	360	15	620	300	120	300	370	255	500	125	43200	GA	비교예
19	A	870	540	550	18000	47.8	790	360	180	360	520	15	860	360	225	370	520	352	490	320	300	GA	본 발명예
20	A	910	560	550	7200	50.0	780	150	150	400	180	15	810	1	150	390	170	341	530	260	180	GA	비교예
21	A	860	590	520	21600	47.8	760	180	210	420	280	15	730	900	110	400	260	352	540	240	150	GA	비교예
22	A	860	550	/	/	46.2	770	150	200	400	150	15	770	100	370	410	160	352	/	80	43200	GI	비교예
23	A	850	530	/	/	46.2	820	250	300	440	220	15	775	250	300	725	220	352	510	380	50	GA	비교예
24	A	800	430	610	14400	47.8	820	120	50	400	290	15	800	120	75	250	300	352	510	270	90	GA	비교예
25	A	860	540	500	21600	36.4	830	50	250	430	320	15	760	50	180	400	720	352	/	100	36000	GI	비교예
26	A	860	370	520	32400	47.8	850	360	240	400	250	15	820	360	200	400	1	352	/	150	3600	GI	비교예
27	A	880	590	560	14400	39.1	860	150	200	400	380	15	740	100	180	375	240	352	520	40	60	GA	비교예
28	A	880	550	560	14400	39.1	850	120	220	400	300	15	760	90	200	400	180	352	530	450	100	GA	비교예
29	A	880	520	560	14400	47.8	820	150	200	420	350	15	775	140	150	380	150	352	540	250	1	GA	비교예
30	D	900	560	550	28800	50.0	830	1200	140	280	80	15	760	480	140	350	180	338	/	200	120	GI	본 발명예
31	E	800	550	570	18000	33.3	880	360	280	350	240	15	750	360	180	420	240	405	510	300	150	GA	본 발명예
32	F	930	590	580	18000	47.8	980	150	100	460	560	10	790	150	180	415	540	383	560	350	100	GA	본 발명예
33	G	810	610	560	23400	47.8	820	140	100	440	120	10	700	140	100	280	130	266	510	150	6000	GA	본 발명예
34	H	860	500	570	9000	38.1	830	120	200	300	270	10	745	120	180	420	270	395	530	375	45	GA	본 발명예
35	I	910	570	530	23400	50.0	875	100	150	340	570	10	775	220	160	480	570	460	540	360	240	GA	본 발명예
36	J	860	490	520	28800	30.4	780	180	200	350	30	15	730	180	130	360	30	354	/	350	60	GI	본 발명예

하선부 : 본 발명 범위 외를 나타낸다.
* GI : 용융 아연 도금 강판 (아연 도금의 합금화 처리 없음), GA : 합금화 용융 아연 도금 강판

표 4

No.	강종	마무리 압연 출측 온도	권취 온도	열연판 열처리		냉간 압연율	냉연판 1 회째 어닐링 처리				냉연판 2 회째 어닐링 처리							합금화 온도	최종 열처리		종류*
				열처리 온도	열처리 시간		열처리 온도	열처리 시간	냉각 정지 온도	재가열 온도	재가열 온도 유지 시간	가열 속도	열처리 온도	열처리 시간	냉각 정지 온도	재가열 온도	재가열 온도 유지 시간	Ms'		최종 열처리 온도	최종 열처리 시간	
		(℃)	(℃)	(℃)	(s)	(%)	(℃)	(s)	(℃)	(℃)	(s)	(℃/s)	(℃)	(s)	(℃)	(℃)	(s)	(℃)	(℃)	(℃)	(s)	
37	K	890	440	520	21600	48.6	800	90	60	280	220	10	680	150	60	300	220	269	/	350	50	GI
38	L	880	600	550	36000	46.2	810	90	225	450	180	10	780	100	170	450	150	436	515	320	150	GA
39	M	960	610	590	23400	40.0	840	130	200	375	150	10	710	150	150	290	150	206	520	200	180	GA
40	N	880	560	530	21600	47.8	800	180	200	400	180	10	775	90	200	400	180	267	495	300	60	GA
41	O	880	620	520	10800	50.0	920	300	250	350	540	15	700	150	150	250	120	335	500	350	120	GA
42	P	760	490	/	/	40.0	1090	1200	150	310	400	15	880	180	200	400	100	369	520	380	100	GA
43	Q	890	540	600	9000	50.0	980	350	210	320	80	15	710	120	125	300	240	223	/	200	250	GI
44	R	890	540	/	/	46.2	810	180	300	350	90	10	720	150	200	420	80	401	515	225	180	GA
45	S	880	640	540	7200	40.0	880	150	120	150	190	10	730	150	180	350	80	340	540	150	900	GA
46	T	880	490	480	10800	36.8	640	60	50	100	190	15	580	90	125	320	360	152	/	200	300	GI
47	U	890	560	520	36000	40.0	870	100	240	500	100	15	770	200	225	500	180	464	/	80	18000	GI
48	V	880	600	560	28800	50.0	900	90	250	400	500	15	725	250	180	370	220	235	520	150	36000	GA
49	W	930	500	/	/	39.1	890	120	200	420	180	15	760	120	200	350	300	253	520	325	100	GA
50	X	880	530	510	36000	46.2	840	150	180	320	360	15	760	50	220	400	540	317	320	280	600	GA
51	Y	890	560	570	14400	30.4	850	140	100	380	170	15	715	360	240	420	200	361	/	350	150	GI
52	Z	905	320	/	/	47.1	825	300	220	325	300	15	740	250	180	400	500	354	510	275	80	GA
53	AA	890	620	530	28800	33.3	800	600	300	405	240	15	755	420	200	420	100	363	520	320	90	GA
54	AB	830	540	530	18000	36.4	830	140	140	130	270	15	730	150	120	300	150	238	/	320	150	GI
55	AC	880	740	520	23400	39.1	810	60	120	200	160	15	660	180	250	300	90	259	/	300	180	GI
56	AD	895	590	590	21600	41.7	910	240	180	350	100	15	700	300	120	380	300	181	530	350	45	GA
57	AE	880	490	520	23400	47.8	900	120	250	330	210	15	830	360	250	420	110	400	/	225	240	GI
58	AF	910	510	570	9000	47.8	830	150	180	420	150	15	690	100	150	350	170	201	500	320	180	GA
59	AG	910	560	510	28800	39.1	820	150	200	400	200	15	730	450	180	400	260	391	510	320	150	GA
60	AH	855	590	/	/	47.8	810	160	150	400	180	15	770	100	200	410	160	242	520	380	90	GA
61	AI	900	550	520	32400	39.1	910	320	95	380	190	15	720	250	200	300	220	228	/	360	240	GI
62	AJ	890	570	540	10800	39.1	890	180	100	420	125	15	750	120	200	380	300	362	530	350	60	GA
63	AK	890	530	540	14400	39.1	800	240	180	350	180	15	680	120	180	340	500	329	/	350	1200	GI
64	AL	850	570	510	10800	50.0	845	150	170	250	180	15	720	360	200	390	150	335	480	320	150	GA
65	AM	870	540	/	/	46.7	860	90	210	300	240	15	710	90	220	400	100	331	520	180	18000	GA
66	AN	840	490	560	21600	50.0	860	150	225	400	180	15	700	500	150	400	150	345	540	100	18000	GA
67	AO	860	550	/	/	39.1	850	150	180	380	150	15	760	150	175	420	150	369	520	300	180	GA
68	AP	850	520	520	21600	30.4	860	180	200	400	200	15	760	120	180	400	180	369	530	150	250	GA
69	AQ	880	520	/	/	39.1	850	180	220	380	180	15	760	90	150	400	160	372	530	200	900	GA
70	AR	890	530	540	10800	47.8	840	120	240	400	180	15	740	120	200	440	150	371	520	100	18000	GA
71	AO	870	510	515	9000	47.8	810	350	200	300	510	15	660	350	130	330	150	154	510	200	36000	GA

하선부 : 본 발명 범위 이를 나타냄.
* GI : 용융 아연 도금 강판 (아연 도금의 합금화 처리 없음), GA : 합금화 용융 아연 도금 강판 ※ 흔적鋼板

[0163]

표 5

No.	강종	판두께 (mm)	F 의 면적률 (%)	M 의 면적률 (%)	B 의 면적률과 TM 의 면적률의 합 (%)	RA 의 면적률 (%)	전체 RA 중의 평균 Mn 량 (질량%)	에스펙트비가 2.0 이상인 RA 중 평균 Mn 량 (질량%)	F 중의 평균 Mn 량 (질량%)	에스펙트비가 2.0 이상인 RA 중 평균 Mn 량/ F 중 평균 Mn 량	전체 RA 중의 평균 C 량 (질량%)	전체 RA 의 평균 원 상당 직경 (μm)	전체 RA 의 평균 에스펙트비	$Mn^{\gamma}{}_{eq.}$	T_0 조성에 있어서의 C 량 (질량%)	RA 중의 C 량/ T_0 조성에 있어서의 C 량	강 중 확산성 수소량 질량 ppm	건부 조직
1	A	1.6	3.3	0.1	75.6	15.7	4.47	5.15	2.75	1.87	0.44	0.5	4.8	19.35	0.71	0.62	0.07	P, θ
2	A	1.8	5.4	0.4	78.4	11.1	4.26	4.75	2.73	1.74	0.45	0.7	5.2	16.10	0.69	0.65	0.08	P, θ
3	A	1.0	10.4	0.3	65.3	18.3	3.46	3.45	3.38	1.02	0.41	2.4	1.6	1.23	0.68	0.60	0.01	P, θ
4	A	1.4	5.3	0.3	67.3	5.1	5.28	5.74	3.09	1.86	0.34	1.2	3.9	6.85	0.65	0.52	0.13	P, θ
5	A	1.4	10.3	0.3	67.8	17.5	3.34	3.37	3.23	1.04	0.13	1.8	1.8	0.67	0.71	0.18	0.05	P, θ
6	A	1.2	7.5	0.4	80.7	3.1	3.61	3.62	3.48	1.04	0.28	0.7	1.0	2.16	0.68	0.41	0.04	P, θ
7	A	1.4	5.4	0.2	88.4	3.8	3.56	3.59	3.50	1.03	0.21	0.3	1.1	4.39	0.62	0.34	0.20	P, θ
8	A	1.2	8.8	0.4	80.7	7.1	3.23	3.10	2.99	1.04	0.95	0.8	3.7	11.96	0.65	1.46	0.08	P, θ
9	A	1.4	9.7	0.3	83.5	5.2	3.52	3.61	3.46	1.04	0.55	1.4	1.3	1.98	0.71	0.77	0.21	P, θ
10	A	1.4	13.5	0.3	78.5	5.0	3.36	3.33	3.25	1.02	0.48	1.8	1.3	1.45	0.71	0.68	0.00	P, θ
11	A	1.0	4.1	0.2	79.9	15.5	3.21	3.14	3.01	1.04	0.82	0.7	3.4	11.99	0.71	1.15	0.05	P, θ
12	A	1.4	2.1	0.4	76.8	15.2	4.45	4.51	1.69	2.67	0.44	0.9	5.2	12.65	0.65	0.68	0.14	P, θ
13	B	1.4	15.2	0.2	60.5	15.8	4.06	4.63	1.25	3.70	0.42	0.7	4.1	12.03	0.70	0.60	0.00	P, θ
14	C	1.6	8.1	0.0	75.3	10.9	4.46	5.13	1.78	2.88	0.49	0.6	3.5	13.42	0.63	0.78	0.09	P, θ
15	A	1.4	24.7	0.2	50.3	18.5	5.62	5.74	2.50	2.30	0.42	1.2	1.1	2.10	0.68	0.62	0.08	P, θ
16	A	1.4	18.1	0.2	61.0	14.4	3.42	3.42	3.33	1.03	0.18	2.4	1.7	0.72	0.72	0.25	0.09	P, θ
17	A	1.4	10.4	0.4	72.3	10.1	6.58	6.80	2.14	3.18	0.71	0.9	2.1	7.10	0.71	1.00	0.08	P, θ
18	A	1.4	68.5	0.2	25.4	2.4	6.04	6.71	0.86	7.78	0.39	0.3	2.6	20.74	0.65	0.60	0.00	P, θ
19	A	1.2	2.0	0.4	85.5	6.0	4.53	5.38	3.13	1.72	0.34	1.5	3.9	5.06	0.66	0.52	0.03	P, θ
20	A	1.4	15.8	25.8	56.2	1.0	3.54	3.55	3.41	1.04	0.34	0.5	4.6	15.50	0.65	0.52	0.29	P, θ
21	A	1.2	9.3	0.2	82.0	4.1	3.54	3.51	3.42	1.03	0.14	3.4	5.1	1.20	0.68	0.21	0.09	P, θ
22	A	1.4	6.5	35.4	30.5	21.1	5.90	5.99	3.07	1.95	0.39	1.9	5.5	6.73	0.71	0.55	0.41	P, θ
23	A	1.4	6.7	0.3	30.3	8.1	4.17	4.24	2.97	1.43	0.21	0.8	6.1	10.44	0.62	0.34	0.19	P, θ
24	A	1.2	7.1	42.2	30.2	12.6	4.39	4.43	2.68	1.65	0.34	1.4	5.1	6.94	0.65	0.52	0.44	P, θ
25	A	1.4	25.8	0.1	28.8	2.7	4.53	5.30	2.81	1.89	0.16	0.7	3.8	6.40	0.62	0.26	0.00	P, θ
26	A	1.2	7.2	50.3	33.6	3.5	4.11	4.73	2.10	2.25	0.26	0.8	3.4	6.66	0.62	0.42	0.67	P, θ
27	A	1.4	6.9	5.4	72.0	13.5	4.24	4.66	2.88	1.62	0.48	0.9	5.4	13.26	0.65	0.74	0.42	P, θ
28	A	1.4	5.8	0.3	88.2	0.2	4.23	4.82	2.87	1.68	0.40	0.8	5.2	13.17	0.71	0.56	0.08	P, θ
29	A	1.2	7.4	7.2	70.5	12.1	4.25	5.01	2.41	2.08	0.39	0.7	5.0	14.32	0.69	0.57	0.50	P, θ
30	D	1.4	4.7	0.4	70.9	19.9	10.02	10.23	3.08	3.32	0.49	1.2	5.3	13.60	0.67	0.73	0.15	P, θ
31	E	1.4	8.5	0.4	75.2	10.3	7.89	8.42	2.90	2.90	0.49	1.8	4.8	7.57	0.55	0.89	0.08	P, θ
32	F	1.2	2.2	0.1	77.6	17.1	4.63	5.08	2.28	2.23	0.47	0.7	6.4	20.82	0.70	0.67	0.10	P, θ
33	G	1.2	2.2	0.2	75.4	14.7	11.00	11.24	4.46	2.52	0.50	0.9	5.4	19.23	0.62	0.81	0.00	P, θ
34	H	1.4	8.2	0.4	70.3	15.1	6.12	6.66	2.86	2.33	0.35	1.3	8.3	14.48	0.59	0.59	0.22	P, θ
35	I	1.4	2.1	0.1	80.4	11.1	8.25	8.52	2.44	3.49	0.44	1.6	6.4	11.17	0.71	0.62	0.04	P, θ
36	J	1.6	3.0	0.2	82.1	9.9	5.97	6.01	2.91	2.07	0.54	1.0	3.3	8.81	0.71	0.76	0.17	P, θ

하선부 : 본 발명 범위 외를 나타냄.
F : 페라이트, M : 프레시 마텐사이트, RA : 잔류 오스테나이트
TM : 템퍼드 마텐자이트, B : 베이나이트, P : 펄라이트, θ : 시멘타이트

[0164]

표 6

No.	강종		판두께 (mm)	F 의 면적률 (%)	M 의 면적률 (%)	B 의 면적률과 TM 의 면적률의 합 (%)	RA 의 면적률 (%)	전체 RA 중의 평균 Mn 량 (질량%)	에스펙트비가 2.0 이상인 RA 중 평균 Mn 량 (질량%)	F 중의 평균 Mn 량 (질량%)	에스펙트비가 2.0 이상인 RA 중 평균 Mn 량/F 중 평균 Mn 량	전체 RA 중의 평균 C 량 (질량%)	전체 RA 의 평균 원 상당 직경 (㎛)	전체 RA 의 평균 에스펙트비	$Mn^{\gamma}{}_{eq.}$	T_0 조성에 있어서의 C 량 (질량%)	RA 중의 C 량/ T_0 조성에 있어서의 C 량	강 중 확산성 수소량 질량 ppm	잔부 조직
37	K	1.8	10.5	0.4	69.9	17.7	7.82	7.92	3.18	2.49	0.40	1.1	5.1	12.19	0.51	0.78	0.21	P, θ
38	L	1.4	3.1	0.3	81.2	15.3	7.91	8.11	1.94	4.19	0.47	0.9	2.8	8.75	0.85	0.72	0.07	P, θ
39	M	1.2	6.5	0.4	70.9	14.4	6.92	8.13	2.21	3.68	0.32	0.5	5.3	24.10	0.63	0.51	0.09	P, θ
40	N	1.2	8.1	0.3	74.4	16.0	5.50	5.78	2.45	2.36	0.29	0.4	4.4	21.39	0.71	0.41	0.20	P, θ
41	O	1.4	8.6	0.0	69.5	20.1	7.13	7.31	2.65	2.76	0.37	1.2	5.2	10.69	0.71	0.52	0.08	P, θ
42	P	1.2	5.4	0.0	70.2	15.2	6.88	7.12	2.96	2.41	0.46	0.8	4.3	14.35	0.68	0.68	0.09	P, θ
43	Q	1.4	23.4	0.4	46.1	21.1	9.93	10.08	6.12	1.65	0.48	0.7	5.4	23.36	0.71	0.67	0.07	P, θ
44	R	1.4	46.5	0.3	42.9	7.2	3.74	4.65	2.57	1.81	0.58	0.7	4.1	13.32	0.68	0.86	0.08	P, θ
45	S	1.2	10.1	0.1	70.4	12.2	4.92	5.88	2.13	2.76	0.48	1.3	5.2	9.46	0.66	0.72	0.02	P, θ
46	T	1.2	18.3	0.1	46.0	26.4	13.47	12.89	3.08	4.19	0.43	1.4	4.4	10.19	0.28	0.87	0.06	P, θ
47	U	1.2	29.9	0.4	63.1	6.3	2.66	3.36	2.06	1.63	0.47	0.8	5.1	11.05	0.83	0.57	0.00	P, θ
48	V	1.4	23.1	0.1	55.4	11.9	5.20	5.34	2.40	2.23	0.47	0.6	6.3	25.01	0.79	0.60	0.00	P, θ
49	W	1.4	10.2	0.3	71.3	9.9	5.09	5.62	3.05	1.84	0.54	0.7	6.0	21.38	0.66	0.82	0.11	P, θ
50	X	1.4	11.1	0.4	68.5	12.9	5.23	6.01	2.56	2.35	0.52	1.0	4.5	11.18	0.61	0.86	0.02	P, θ
51	Y	1.6	22.1	0.3	50.3	19.5	4.83	5.84	2.94	1.99	0.43	1.1	5.3	10.79	0.63	0.69	0.06	P, θ
52	Z	1.8	4.1	0.2	80.3	12.1	5.44	6.33	4.19	1.51	0.46	1.2	5.3	10.74	0.65	0.71	0.16	P, θ
53	AA	1.6	2.8	0.0	75.5	15.1	4.81	5.24	3.00	1.75	0.42	1.5	5.9	8.71	0.66	0.64	0.12	P, θ
54	AB	1.4	5.2	0.2	70.4	17.0	10.01	10.84	2.13	5.09	0.49	1.7	5.8	10.51	0.47	0.80	0.07	P, θ
55	AC	1.4	12.0	0.4	60.4	23.0	10.44	10.87	1.93	5.63	0.35	0.8	4.1	14.15	0.45	0.77	0.06	P, θ
56	AD	1.4	10.2	0.4	71.4	11.6	4.96	5.01	3.01	1.66	0.41	0.4	5.2	28.89	0.64	0.64	0.24	P, θ
57	AE	1.2	9.3	0.4	70.0	13.3	5.04	5.55	2.91	1.91	0.38	1.1	4.8	9.34	0.71	0.53	0.06	P, θ
58	AF	1.2	8.5	0.3	70.7	15.7	4.37	4.37	2.72	1.61	0.40	0.4	5.4	27.53	0.65	0.62	0.06	P, θ
59	AG	1.4	21.1	0.3	55.5	20.7	5.55	5.81	3.03	1.92	0.35	0.6	4.1	14.64	0.71	0.50	0.07	P, θ
60	AH	1.2	5.9	0.4	70.4	15.4	6.40	7.45	3.26	2.29	0.40	0.6	5.6	22.61	0.73	0.55	0.10	P, θ
61	AI	1.4	10.3	0.1	69.0	20.5	6.90	7.00	2.65	2.64	0.47	0.5	4.4	23.71	0.62	0.76	0.04	P, θ
62	AJ	1.4	5.7	0.2	70.4	20.7	5.39	6.12	2.56	2.39	0.43	0.9	4.6	12.04	0.86	0.65	0.17	P, θ
63	AK	1.4	4.7	0.2	75.1	17.9	4.77	5.71	1.74	3.28	0.40	1.5	5.2	7.44	0.60	0.67	0.01	P, θ
64	AL	1.2	2.7	0.4	77.6	10.3	5.03	5.72	2.04	2.80	0.44	1.0	6.2	14.27	0.62	0.71	0.07	P, θ
65	AM	1.6	6.3	0.0	72.2	18.4	4.98	5.62	2.83	1.99	0.43	1.3	5.2	8.96	0.65	0.66	0.02	P, θ
66	AN	1.4	10.5	0.2	74.2	7.8	5.35	5.68	2.75	2.07	0.40	1.1	6.2	12.74	0.68	0.59	0.01	P, θ
67	AO	1.4	3.6	0.2	78.2	13.3	4.98	5.93	2.09	2.84	0.41	1.0	5.8	12.84	0.69	0.59	0.05	P, θ
68	AP	1.6	4.5	0.1	75.0	13.5	5.13	5.28	1.95	2.71	0.40	1.2	5.4	9.98	0.66	0.61	0.07	P, θ
69	AQ	1.4	5.1	0.3	71.1	15.0	5.24	5.34	1.95	2.74	0.43	1.1	5.9	12.40	0.60	0.72	0.03	P, θ
70	AR	1.2	6.2	0.4	75.5	12.5	5.35	6.22	1.88	3.31	0.39	1.3	6.0	10.32	0.65	0.60	0.01	P, θ
71	AO	1.2	6.7	0.2	79.3	10.8	8.04	8.88	4.53	1.96	0.50	0.9	8.5	27.31	0.41	0.81	0.01	P, θ

하선부 : 본 발명 범위 외를 나타냄.
F : 페라이트, M : 프레시 마텐자이트, RA : 잔류 오스테나이트
TM : 템퍼드 마텐자이트, B : 베이나이트, P : 펄라이트, θ: 시멘타이트

[0165]

표 7

No.	TS (MPa)	EL (%)	EL' (%)	합금화 후 연성 EL/EL'	R (mm)	R/t	탈수소 후 R' (mm)	탈수소 후 (R/t)'	(R/t)/(R/t)'	내 LME 성	비고
1	1235	16.7	18.8	0.89	2.5	1.6	2.0	1.3	1.25	○	본 발명예
2	1254	16.9	16.9	1.00	3.5	1.9	3.0	1.7	1.17	○	본 발명예
3	1226	9.8	15.5	0.63	2.0	2.0	2.0	2.0	1.00	○	비교예
4	1414	10.6	13.6	0.78	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	비교예
5	1254	10.4	19.9	0.52	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	○	비교예
6	1211	11.2	18.0	0.62	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	○	비교예
7	1271	11.1	17.4	0.64	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	○	비교예
8	1222	11.0	11.4	0.96	4.0	3.3	3.5	2.9	1.14	○	비교예
9	1228	10.1	18.0	0.56	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	○	비교예
10	1338	10.8	20.4	0.53	3.0	2.1	3.0	2.1	1.00	○	비교예
11	1254	11.3	11.6	0.97	3.0	3.0	3.0	3.0	1.00	○	비교예
12	1258	15.0	18.4	0.82	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	○	본 발명예
13	1255	18.6	20.9	0.89	1.5	1.1	1.5	1.1	1.00	○	본 발명예
14	1196	16.1	21.1	0.76	3.0	1.9	2.5	1.6	1.20	○	본 발명예
15	1197	17.3	28.2	0.61	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	○	비교예
16	1182	10.7	17.2	0.62	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	비교예
17	1296	17.0	17.0	1.00	3.5	2.5	3.0	2.1	1.17	○	본 발명예
18	886	24.5	26.0	0.94	0.5	0.4	0.5	0.4	1.00	○	비교예
19	1183	12.4	16.0	0.78	1.0	0.8	1.0	0.8	1.00	○	본 발명예
20	1248	10.8	11.6	0.93	2.5	1.8	1.0	0.7	2.50	○	비교예
21	1201	11.2	20.8	0.54	1.0	0.8	0.8	0.6	1.33	○	비교예
22	1238	15.6	15.6	1.00	5.0	3.6	2.0	1.4	2.50	○	비교예
23	1212	13.3	14.4	0.92	5.0	3.6	4.5	3.2	1.11	○	비교예
24	1245	9.9	13.2	0.75	4.5	3.8	2.0	1.7	2.25	○	비교예
25	1196	10.6	10.6	1.00	5.0	3.6	5.0	3.6	1.00	○	비교예
26	1192	10.9	10.9	1.00	4.5	3.8	2.0	1.7	2.25	○	비교예
27	1214	15.6	16.4	0.95	3.5	2.5	2.0	1.4	1.75	○	비교예
28	1215	10.0	10.6	0.94	1.5	1.1	1.2	0.9	1.25	○	비교예
29	1221	16.1	16.7	0.96	3.0	2.5	2.0	1.7	1.50	○	비교예
30	1309	15.3	15.3	1.00	1.0	0.7	0.8	0.6	1.25	△	본 발명예
31	1187	12.5	13.4	0.93	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	본 발명예
32	1192	18.5	20.5	0.90	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	△	본 발명예
33	1306	15.9	21.3	0.75	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	○	본 발명예
34	1192	13.1	18.2	0.72	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	본 발명예
35	1195	17.0	19.5	0.87	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	△	본 발명예
36	1210	13.9	13.9	1.00	2.5	1.6	2.0	1.3	1.25	◎	본 발명예

하선부 : 본 발명 범위 외를 나타낸다.

[0166]

표 8

No.	TS (MPa)	EL (%)	EL' (%)	합금화 후 연성 EL/EL'	R (mm)	R/t	탈수소 후 R' (mm)	탈수소 후 (R/t)'	(R/t)/(R/t)'	내 LME 성	비고
37	1298	17.9	17.9	1.00	3.0	1.7	2.5	1.4	1.20	◎	본 발명예
38	1220	13.4	15.1	0.89	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	◎	본 발명예
39	1193	16.8	23.6	0.71	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	◎	본 발명예
40	1300	14.1	17.2	0.82	2.0	1.7	1.5	1.3	1.33	○	본 발명예
41	1189	22.4	24.5	0.91	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	×	비교예
42	1182	15.1	19.9	0.76	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	×	비교예
43	1199	14.4	14.4	1.00	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	×	비교예
44	897	19.6	23.1	0.85	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	비교예
45	1222	14.0	15.2	0.92	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	×	비교예
46	1242	10.3	10.3	1.00	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	△	비교예
47	1168	14.0	14.0	1.00	2.0	1.7	2.0	1.7	1.00	◎	비교예
48	1198	15.9	20.4	0.78	5.0	3.6	5.0	3.6	1.00	◎	비교예
49	1231	14.5	16.1	0.90	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	본 발명예
50	1285	15.3	17.9	0.85	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	본 발명예
51	1279	14.3	14.3	1.00	3.0	1.9	2.5	1.6	1.20	○	본 발명예
52	1216	15.7	17.0	0.92	3.5	1.9	3.0	1.7	1.17	△	본 발명예
53	1240	17.0	18.8	0.90	2.0	1.3	1.5	0.9	1.33	◎	본 발명예
54	1198	16.9	16.9	1.00	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	△	본 발명예
55	1303	14.2	14.2	1.00	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	○	본 발명예
56	1285	15.5	17.1	0.91	1.5	1.1	1.2	0.9	1.25	◎	본 발명예
57	1186	14.1	14.1	1.00	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	○	본 발명예
58	1237	15.6	19.9	0.78	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	◎	본 발명예
59	1215	17.1	19.3	0.89	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	본 발명예
60	1184	14.8	19.5	0.76	2.0	1.7	1.5	1.3	1.33	◎	본 발명예
61	1224	17.1	17.1	1.00	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	◎	본 발명예
62	1229	15.5	20.7	0.75	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	◎	본 발명예
63	1202	16.1	16.1	1.00	1.5	1.1	1.5	1.1	1.00	◎	본 발명예
64	1245	15.6	18.3	0.85	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	△	본 발명예
65	1204	14.2	16.6	0.86	2.5	1.6	2.5	1.6	1.00	△	본 발명예
66	1215	14.6	16.6	0.88	2.5	1.8	2.5	1.8	1.00	◎	본 발명예
67	1224	16.5	17.2	0.96	2.5	1.8	2.5	1.8	1.00	◎	본 발명예
68	1208	15.4	17.2	0.90	2.5	1.6	2.0	1.3	1.25	◎	본 발명예
69	1222	14.9	17.7	0.84	2.5	1.8	2.5	1.8	1.00	◎	본 발명예
70	1205	15.8	17.4	0.91	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	◎	본 발명예
71	1199	14.8	18.3	0.81	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	◎	본 발명예

하선부 : 본 발명 범위 외를 나타낸다.

[0167]

[0168] 인장 시험은, 인장 방향이 강판의 압연 방향과 직각 방향이 되도록 샘플을 채취한 JIS 5 호 시험편을 사용해서, JIS Z 2241 (2011년) 에 준거하여 실시하였다. TS (인장 강도), EL (전체 연신), 및 GA 의 경우는 합금화 후 연성 (EL/EL') 을 측정하였다. 여기서, EL' 는 합금화하지 않고 통판한 경우의 전체 연신을 나타내고, GI 의 경우는, EL=EL' 이다. 또, 기계적 특성은 이하의 경우를 양호로 판단하였다.

[0169] EL≥12 %, 또한, EL/EL'≥0.7

[0170] 굽힘 시험은, 각 어닐링 강판으로부터 압연 방향이 굽힘 축 (Bending direction) 이 되도록 폭 30 mm, 길이 100 mm 의 굽힘 시험편을 채취하여, JIS Z 2248 (1996년) 의 V 블록법에 기초하여 측정을 실시하였다. 압입 속도 100 mm/초, 각 굽힘 반경으로 n=3 의 시험을 실시하고, 굽힘부 외측에 대하여 실체 현미경으로 균열의 유무를 판정하여, 균열이 발생하고 있지 않은 최소의 굽힘 반경을 한계 굽힘 반경 (R) 으로 하였다. 또한, 본 발명에서는, 90° V 굽힘에서의 한계 굽힘 R/t≤2.5 (t : 강판의 판두께) 를 만족시키는 경우를, 강판의 굽힘성이 양호로 판정하였다.

[0171] 내수소 굽힘 취화 특성은 상기 굽힘 시험으로부터 다음과 같이 평가하였다. 상기에서 측정한 강판에 있어서의 R/t 를, 동일 강판의 강 중 수소량이 0.00 질량ppm 일 때의 (R/t)' 로 나눈 값이 1.4 미만일 때, 본 발명에서는 내수소 취화 특성이 양호하다고 판정하였다. 한편, (R/t)' 는 동일 강판을 대기 중에 장시간 방치함으로써 내부의 강 중 수소를 저감시켰다. 그 후, TDS (Thermal Desorption Spectrometry) 에 의해 강 중 수소량이 0.00 질량ppm 이 된 것을 확인하고 나서, 굽힘 시험을 실시함으로써 측정하였다.

[0172] 내 LME 성의 평가는, 압연 직각 방향 : 100 mm, 압연 방향: 30 mm 가 되는 샘플을 강판으로부터 채취하여 실시하였다. 평가 샘플을 2 장 겹쳐, 용접 건에 장착된 서보 모터 가압식으로 단상 직류 (50 Hz) 의 저항 용접기를 이용하여 저항 스폿 용접을 실시할 때, 타각 5° 부여하여 실시하고, 용접의 가압력은 3.5 kN 으로 하였다.
여기서, 스폿 용접에 있어서의 타각은, 스폿 용접 부재의 단면에 있어서, 너깃의 장경을 지나는 선과, 강판

의 표면에 평행한 선이 이루는 각 (θ) 인 것으로 정의한다. 또한, 용접 전류 패턴은, 얻어지는 너깃 직경이 $4.0\sqrt{t}$ 가 되도록 제어하였다. 여기서, t 는 강판 1 장의 판두께 (1.4 ㎜) 이다. 저항 스폿 용접에 있어서는, DR6 형의 CuCr 전극을 사용하고, 중첩시킨 평가 샘플과 전극의 클리어런스는 1.5 ㎜ 로 하였다. 또한, 내 LME 성의 평가에 있어서의 홀드 시간은 5 Cycles/50 Hz 이다.

[0173] 하나의 평가에 대해, 10 개의 평가 샘플을 스폿 용접하여, 용접 부재를 제조하고, 광학 현미경 (배율 100 배) 을 이용하여 스폿 용접 부재의 단면을 관찰하여 내 LME 성의 평가를 실시하였다. 균열 발생한 부재가 없는 경우에는 ◎, 균열 발생한 부재가 2 개 이하이고, 또한, 균열의 평균 깊이가 100 ㎛ 미만인 경우에는 ○, 균열 발생한 부재가 2 개 이하이고, 또한, 균열의 평균 깊이가 100 ㎛ 이상인 경우에는 △, 균열 발생한 부재가 3 개 이상인 경우에는 × 로 판정하였다. 실시예에 있어서, × 로 판정된 강은 비교예로 하였다.

[0174] 본 발명예의 고강도 도금 강판은, 모두 1180 MPa 이상의 TS 를 갖고, 성형성이 우수한 고강도 도금 강판이 얻어지고 있다. 한편, 비교예에서는, TS, EL, 도금 처리 후 연성, 굽힘성, 내수소 굽힘 취화 특성, 내 LME 성 중 적어도 하나의 특성이 열등하였다.

[0175] 산업상 이용가능성

[0176] 본 발명에 의하면, 1180 MPa 이상의 TS (인장 강도) 를 갖는 성형성, 내수소 굽힘 취화 특성 및 내 LME 성이 우수한 고강도 도금 강판이 얻어진다. 본 발명의 고강도 도금 강판을, 예를 들어, 자동차 구조 부재에 적용함으로써 차체 경량화에 의한 연비 개선을 도모할 수 있어, 산업상의 이용 가치는 매우 크다.